



SOLDABILIDADE DOS AÇOS DE EXTRA ELEVADA RESISTÊNCIA DO TIPO 690 MPa

José António da Silva Alexandre

Dissertação apresentada à Faculdade de Ciências e Tecnologia da
Universidade Nova de Lisboa para obtenção do Grau de Mestre em
Engenharia da Soldadura

Presidente: Professora Doutora Rosa Maria Miranda

Orientador: Professora Doutora Rosa Maria Miranda

Vogais: Professora Doutora Maria Luísa Coutinho Gomes Almeida

Professor Doutor Francisco Manuel Brás Fernandes

Outubro de 2010

À minha mulher e filhas

AGRADECIMENTOS

Embora saiba que me é impossível agradecer a todos os que me ajudaram a realizar este trabalho, quero deixar aqui um agradecimento especial aos que de mais perto me apoiaram.

À professora Rosa Miranda agradece a possibilidade da realização desta dissertação e de me ter orientado através dos seus conhecimentos, ao longo destes meses de trabalho, demonstrando sempre apoio incentivo e disponibilidade.

Agradeço também todo o conhecimento transmitido nos domínios da engenharia da soldadura e simpatia sempre demonstrada ao longo deste trabalho.

Ao Eng.º. Caceres Alves e a toda a Administração da Lisnave que me possibilitaram e facilitaram a elaboração deste projecto.

Aos meus colegas Eng.º. Pão Mole e Eng.º. Aníbal Matos a ajuda e disponibilidade na preparação dos provetes para os ensaios mecânicos e metalográficos.

Ao técnico de soldadura Sr. Alcino Cardoso que realizou todas as soldaduras nas diversas experiências levadas a cabo para a realização dos provetes de ensaio.

Ao Eng.º. Rui Almeida e Sr. Garcia da Alstom pelas facilidades concedidas na utilização do laboratório e fornecimento de todo o material necessário para a execução dos ensaios mecânicos e das análises metalográficas.

A todas as pessoas que embora não mencionadas contribuíram para a realização deste trabalho, o meu maior obrigado.

RESUMO

As melhorias introduzidas nas tecnologias de produção dos aço nos últimos anos, conduziram a aços com maior resistência à tracção adequados a aplicações em que é referido um elevado limite de elasticidade e baixa densidade de material, ou seja, estruturas mais leves em menores espessuras, e consequentemente, com custos de energia reduzidos.

Este trabalho apresenta um estudo experimental sobre a soldabilidade dos aços de Extra Alta Resistência (EHS) para construção naval, com um limite de elasticidade até 690 MPa, para aplicações em embarcações rápidas em monocasco, gruas e comportas, em chapa de 4 a 15 mm de espessura, usando processos de soldadura por arco eléctrico.

Com os elevados valores de limite elástico deste aço, é necessário um cuidado extra durante a produção e soldadura. A fim de garantir uma capacidade de carga adequada, é necessário soldar de modo a que as juntas não tenham defeitos inadmissíveis e as propriedades mecânicas do metal de adição e da zona térmicamente afectada sejam suficientes para as tensões de projecto. A fissuração a frio é um dos principais problemas na soldabilidade destes aços. Realizaram-se ensaios de fissuração a frio CTS e Tekken, tenacidade à fractura e fadiga. Na gama de espessuras usadas as deformações provocadas pela soldadura são também pertinentes. Foram realizados ensaios de sequência de soldadura e usados reforços temporários durante a soldadura para evitar os empenos.

Foram realizadas soldaduras por fio fluxado e por eléctrodo revestido isentas de defeitos em conformidade com as normas internacionais.

Foram realizados ensaios de fissuração a frio usando os processos de soldadura com fio fluxado tubular e eléctrodo revestido, com e sem pré-aquecimento. Os ensaios CTS não apresentaram problemas de fissuração a frio com os dois processos de soldadura usados. Os resultados dos ensaios Tekken realizados pelo processo eléctrodo revestido à temperatura ambiente o cordão de ensaio fissurou na totalidade em todo o comprimento e em todos os provetes usados no ensaio, com 75° C de temperatura de pré-aquecimento os resultados obtidos, analisados ao microscópio apresentaram-se isentos de defeitos. Os resultados dos ensaios Tekken realizados pelo processo fio fluxado também não apresentaram qualquer tipo de defeitos.

Uma vez que a fadiga é de grande importância, foram investigados dois métodos de soldadura; soldadura de topo a topo com cobrejunta cerâmica e topo a topo com chanfro em V e cordão de confirmação. O comportamento à fadiga dos provetes soldados variou consideravelmente para cada processo testado. A vida à fadiga é maior para os provetes

soldados pelo método de soldadura de topo a topo com cobrejunta cerâmica e a dispersão do tempo de vida é consideravelmente menor comparada com os resultados dos provetes soldados topo a topo em V com cordão de confirmação.

Os ensaios de tenacidade à fractura foram realizados em amostras soldadas pelos processos SMAW e FCAW, em provetes de dimensões reduzidas (10x2,5 mm) com o entalhe localizado no metal de adição e na linha de fusão, os resultados dos ensaios Charpy apresentaram uma boa tenacidade com valores de 16 e 26 J a -40 ° C para o processo SMAW e 18 e 24 J a -40 ° C para o processo FCAW. Estes valores estão acima dos critérios de aceitação para estes aços (15 J a -40 ° C).

PALAVRAS-CHAVE

Aços de Extra Alta Resistência

Soldabilidade

Fissuração a Frio

Tenacidade

Fadiga

ABSTRACT

The last years improvements in steel making technologies have resulted in steel grades with higher tensile strength adequate for application in what is referred to a high yield strength and low material density, that is, lighter and smaller sized structures, and consequently, with energy cost savings.

This study presents an experimental study on the weldability of Extra High Strength (EHS) shipbuilding steels with a yield Strength of up to 690 MPa; for applications in fast sailing monohull ships, crane booms and flood gates, in plate thickness in the range of 4-15 mm using arc welding fusion welding processes.

When rising minimum yield strength values of steels, extra care is necessary during production and welding. In order to guarantee an adequate load-bearing capacity, it is necessary to weld in such a way that the joints have no inadmissible defects and the mechanical properties of the weld metal and heat affected zone are sufficient for stresses to be expected. Cold cracking is a major weldability problem so tests were performed as the CTS and the Tekken tests and fracture toughness and fatigue were investigated. In this range of thicknesses welding distortions are also a major concern.

Under adequate welding procedures sound welds free of defects complying with international standards were obtained.

Cold cracking tests were performed using welding procedures with coated electrodes and cored wire, with and without preheating. The CTS tests showed no problems of cold cracking with two welding processes used. The results of Tekken tests performed by coated electrode process at room temperature the welding full failed throughout the entire length and for all samples used in testing, with preheat temperature of 75°C the results, analyzed under a microscope showed up no defects. The results of Tekken tests by cored wire process did not show any defects.

Since fatigue is of major importance, two welding methods were investigated; one-sided butt weld on ceramic backing and a V-butt weld with sealed run weld. The fatigue behaviour of the welded specimens varies considerably for each tested method. The fatigue life is longer for the specimen welded one-sided butt weld on ceramic backing and the scatter of life time is considerably lower compared with the results of the V-butt weld with sealed run weld due to the shape of butt weld. The flatter the weld toe angle, the better the fatigue life.

The fracture toughness tests were performed on welded specimens by SMAW and FCAW processes, with subsize specimens (10x2.5 mm) with the notch localized on weld metal and fusion line, the Charpy impact results exhibited a good toughness levels with values of 16 and 26 J at -40°C for SMAW and 18 and 24 J at -40°C for FCAW processes, these values are above of acceptance criteria for these steels (15 J at -40°C).

KEY-WORDS

Extra High Strength Steels

Weldability

Cold Cracking

Toughness

Fatigue Improvement

ÍNDICE

Agradecimentos	i
Resumo	ii
Palavras-Chave	iii
Abstract.....	iv
Key- Words	v
Índice	vi
Índice de Figuras	viii
Índice de Tabelas	xi
Lista de Abreviaturas	xii
1. Objectivo e Estrutura da Dissertação	1
1.1. Objectivos	1
1.2. Estrutura da Dissertação	3
2. Os Aços de EHS	4
2.1. Produção dos Aços EHS	5
2.2. Propriedades Mecânicas	7
2.2.1. Resistência e Tenacidade	7
2.2.2. Resistência a Alta Temperatura	8
2.2.3. Comportamento à Fluência	9
2.3. Propriedades de Fabricação dos Aços EHS 690	9
2.3.1. Deformação a Quente	12
2.4. Corte Térmico dos Aços EHS 690	12
2.4.1. Oxi-corte	13
2.4.2. Corte por Plasma	14
2.4.3. Corte por Laser	14
2.5. Soldadura dos Aços EHS 690	15
2.5.1. Soldadura Eléctrica Manual na Soldadura dos Aços EHS 690	15
2.5.2. Soldadura MIG/MAG	16
2.5.2.1. Descrição do Processo	16
2.5.2.2. Os Gases Usados na Soldadura MIG/MAG dos Aços EHS 690.	17
2.5.3. Soldadura Eléctrica por Arco com Fio Fluxado	17
2.5.3.1. Descrição do Processo	17
2.5.3.2. Soldadura Eléctrica por Arco com Fio Fluxado dos Aço EHS...	18
2.5.4. Consumíveis de Soldadura para os Aços EHS 690.....	19
2.5.5. Qualificação de Processos de Soldadura e Soldadores	21
2.6. Melhoria das Juntas Soldadas à Fadiga.....	21
2.6.1 Tratamento Térmico de Alívio de Tensões	25
3. Problemas de Soldabilidade dos Aços EHS	26
3.1. Fissuração a Frio	26
3.1.1. Teor de Hidrogénio.....	28
3.1.1.1. Determinação do teor de hidrogénio	29
3.1.2. Nível de Tensões	31
3.1.3. Pré-Aquecimento	32
3.1.4. Propriedades Mecânicas das Juntas Soldadas.....	33
3.1.5. Prevenção da Fissuração a Frio	37
3.2. Ensaio de Fissuração a Frio	38
4. Procedimento Experimental	41
4.1. Materiais	41
4.2. Corte Térmico	42

4.2.1. Preparação das Amostras	42
4.2.2. Ensaios de Corte	42
4.3. Procedimento de Soldadura	43
4.3.1. Preparação de Soldadura para os Ensaios Mecânicos e Fadiga	43
4.3.1.1. Determinação da Temperatura de Pré-Aquecimento	44
4.3.1.2. Execução da Soldadura	46
4.3.1.3. Parâmetros de Soldadura	47
4.4. Ensaios de Fissuração a Frio	48
4.4.1. Preparação de Soldadura para os Ensaios de Fissuração a Frio	48
4.4.1.1. Execução da Soldadura	48
4.4.1.2. Parâmetros de Soldadura.....	49
4.4.1.3. Preparação das Amostras para Análise Metalográfica	49
4.4.1.4. Preparação e Medição	50
4.4.1.5. Ensaios de Durezas	51
4.5. Ensaios Mecânicos e Metalográficos	52
4.6. Ensaios de Tracção	52
4.7. Ensaios de Impacto Charpy-V	52
4.6. Ensaios de Fadiga	52
5. Resultados e Discussão	54
5.1. Corte Térmico	54
5.1.1. Medição da Rugosidade	54
5.1.2. Medição da Dureza	55
5.2. Soldadura do Aço EHS 690	57
5.2.1. Comparação de Custos das Preparações de Soldadura	57
5.2.2. Análise Visual e Ensaios Não Destrutivos	60
5.2.3. Análise Química	60
5.3. Análise Metalográfica	61
5.4. Resultados dos Ensaios de Fissuração a Frio	66
5.4.1. Examinação Visual.....	66
5.4.2. Observação Metalográficos	69
5.4.3. Análise Metalográfica dos Ensaios de Fissuração a Frio	70
5.4.4. Durezas dos Ensaios de Fissuração a Frio	70
5.5. Ensaios Mecânicos.....	72
5.5.1. Ensaios de Tracção	72
5.5.2. Ensaios de Dobragem	72
5.5.3. Ensaios de Impacto Charpy-V	73
5.6. Ensaios de Fadiga	74
5.6.1. Avaliação dos Resultados dos Ensaios	74
5.6.1.1. Ensaio de Fadiga Provetes Obtidos pelos Diferentes Processos de Corte	75
5.6.1.2. Ensaios de Fadiga aos Provetes Obtidos das Soldaduras de Topo	77
5.6.1.3. Soldadura de Topo com Pré-carga	80
6. Conclusões e Sugestões	82
7. Referências Bibliográficas	85
A. Anexos	1
A1. Tabela A – Corte Térmico	1
A2. Tabela B – Soldadura de Topo	3
A3. Tabela C – Soldadura de Topo com Pré-carga (0.8 R _{p0.2})	6

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 – Fracção de um anel em tubo de aço EHS 690. Central hidroeléctrica de Cleuson-Dixene na Suíça [3]	4
Figura 2.2 – Custos de material e fabricação: Aços de alta resistência comparados o aço convencional S355 [3]	5
Figura 2.3 – Microestrutura típica dos aços 690 ampliada 500 vezes[3]	7
Figura 2.4 – Efeito da temperatura nas propriedades mecânicas dos aços 690 (espessuras acima de 50 mm) [3]	8
Figura 2.5 – Raio mínimo de dobragem para deformação a frio, dependendo do alongamento e redução de área [3]	9
Figura 2.6 – Curvas típicas de transição dos aços 690T e graus subsequentes para deformação e envelhecimento artificial [3]	11
Figura 2.7 – Dureza típica do aço EHS 690 durante o oxi-corte 20-30 mm espessura [3]	14
Figura 2.8 – O efeito típico dos vários processos de corte no aço EHS 690 [3]	15
Figura 2.9 – Fio fluxado [16]	17
Figura 2.10 – Descrição esquemática dos detalhes de uma soldadura que influenciam a fadiga	22
Figura 2.11 – Martelo pneumático a) e orientação da ponteira b) [25]	23
Figura 2.12 – Aspecto do cordão de soldadura antes da martelagem a) e após a martelagem [25]	23
Figura 2.13 – Profundidade das indentações provocadas pela martelagem [25]	23
Figura 2.14 – Macros de juntas soldadas a) como soldado b) TIG dressed [26]	24
Figura 2.15 – UIT – equipamento [27]	25
Figura 2.16 – Pinos do UIT – equipamento [27]	25
Figura 3.1 – Fendas induzidas pelo hidrogénio na ZAC do cordão de ângulo e na Junta topo a topo [29]	26
Figura 3.2 – Tipos de fissuração a frio	27
Figura 3.3 – Solubilidade do H_2 no ferro	28
Figura 3.4 – Mecanismo de difusão do hidrogénio do material fundido para a ZAC	29
Figura 3.5 – Deposição do cordão de soldadura para determinação do hidrogénio Difusível	30
Figura 3.6 – Dispositivo de aperto em cobre	30
Figura 3.7 – Bureta para recolha do hidrogénio difusível	31
Figura 3.8 – Tensões residuais desenvolvidas durante a soldadura	31
Figura 3.9 – Efeito da entrega térmica e da temperatura inicial da peça no escoamento de calor	33
Figura 3.10 – Relação $\Delta t_{8/5}$ com a espessura da chapa	34
Figura 3.11 – Exemplos para a determinação da espessura combinada [9;11;13]	37
Figura 3.12 – Ilustração esquemática do Teste CTS: A) Vista Frontal, B) Vista Superior, C)Vista Lateral	39
Figura 3.13 – Ilustração esquemática do Ensaio Tekken; A) Vista da Peça; B) Preparação de soldadura de teste e soldadura de travamento	40
Figura 4.1 – Preparação do provete para corte	42
Figura 4.2 – Detalhes da geometria das juntas utilizadas nos ensaios	43
Figura 4.3 – Reforços temporários para evitar a deformação durante a soldadura	44
Figura 4.4 – Temperaturas de pré-aquecimento recomendadas para os aços Dillimax 690 em relação à espessura da chapa	45
Figura 4.5 – Soldadura eléctrica manual com eléctrodo revestido	46

Figura 4.6 – Soldadura com arame fluxado automatizada.....	46
Figura 4.7 – Corpos de prova para os ensaios CTS e Tekken	48
Figura 4.8 – Posição de soldadura do corpo de prova	48
Figura 4.9 – Seccionamento das amostras para o ensaio CTS	49
Figura 4.10 – Medição do comprimento (Leg length)	50
Figura 4.11 – Posição das amostras para examinação	50
Figura 4.12 – Procedimento de medição	51
Figura 4.13 – Posição das impressões do teste de dureza	51
Figura 4.14 – Provete para ensaio de fadiga sem as arestas vivas do corte térmico	53
Figura 4.15 – Dimensões dos provetes soldados para ensaio de fadiga	53
Figura 5.1 – Medições da rugosidade na face cortada dos diferentes processos de corte.	54
Figura 5.2 – Exame macrográfico dos três processos de corte	55
Figura 5.3 – Dureza Vickers HV3 na superfície cortada	56
Figura 5.4 – Tempos de arco na Soldadura dos Processos “A” e “B”	57
Figura 5.5 – Distribuição dos tempos gastos pelos diversos parâmetros da execução das soldaduras	58
Figura 5.6 – Custos de cada tipo de preparação usados para este estudo	59
Figura 5.7 – Comparação dos dois tipos de preparações em termos de tempos e custos ..	59
Figura 5.8 – Soldadura com eléctrodo revestido e soldadura com fio fluxado.....	60
Figura 5.9 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas	61
Figura 5.10 – Aspecto microestrutural da soldadura SMAW observado por microscopia óptica. Aumento 500x. Ataque: Nital 2 %	62
Figura 5.11 – Perfil de dureza para a soldadura com eléctrodo revestido (SMAW)	63
Figura 5.12 - Aspecto microestrutural da soldadura FCAW observado por microscopia óptica. Aumento 500x. Ataque: Nital 2 %	64
Figura 5.13 – Perfil de dureza para a soldadura com arame tubular (FCAW)	65
Figura 5.14 – Comparação dos valores da dureza entre os dois processos	66
Figura 5.15 – Soldadura eléctrica manual à temperatura ambiente para os ensaios Tekken	66
Figura 5.16 – Soldadura eléctrica manual à temperatura de 75°C para os ensaios Tekken	67
Figura 5.17 – Soldadura semi-automática com arame tubular	67
Figura 5.18 – Macrografias das soldaduras dos ensaios CTS e Tekken	69
Figura 5.19 – Microestruturas típicas da região soldada com eléctrodo revestido	70
Figura 5.20 – Microestruturas típicas da região soldada com arame tubular	70
Figura 5.21 – Perfil das durezas do ensaio Tekken pelos processos, eléctrodo revestido e arame tubular	71
Figura 5.22 – Perfil das durezas dos ensaios CTS pelos processos, eléctrodo revestido e arame tubular	71
Figura 5.23 – Ensaio de dobragem aos provetes obtidos pelos processos SMAW e FCAW	72
Figura 5.24 – Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V com provetes reduzidos	73
Figura 5.25 – Considerações de segurança de acordo com IIW-Recommendation	74
Figura 5.26 – Provete para ensaio de fadiga sem arestas vivas do corte térmico	75
Figura 5.27 – Comparação da vida de fadiga para os cortes com e sem arestas quebradas	76
Figura 5.28 – Avaliação do corte (t=4mm) com máquina de corte e pelos processos (oxi-corte e corte laser), sem quebra das arestas	77
Figura 5.29 – Avaliação do corte (t=4mm) com máquina de corte e pelos processos (oxi-corte e corte laser) com as arestas quebradas	77

Figura 5.30 – Os resultados de fadiga das soldaduras de topo com $t=4\text{mm}$ soldadas pelos Estaleiros de FSB e LISNAVE	78
Figura 5.31 – A forma dos cordões na soldadura de topo ($t=4\text{mm}$) feitos pela Lisnave e FSG	78
Figura 5.32 – Influência da forma do cordão de soldadura na vida à fadiga	79
Figura 5.33 – Influência da suavidade do cordão feito por limagem para a vida de fadiga do provete soldado pela Lisnave	80
Figura 5.34- A vida de fadiga das soldaduras de topo (FSG) com pré-carga ($0.8 R_{p0.2}$) e sem pré-carga	80
Figura 5.35 – A vida de fadiga das soldaduras de topo (LISNAVE) com pré-carga ($0,8 R_{p0.2}$) e sem pré-carga	81

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 – Análise química típica dos aços 690,890 e 965 [3].....	6
Tabela 2.2 – Valores mínimos de limite elástico, dependendo da espessura da chapa [3].	7
Tabela 2.3 – Valores mínimos da resistência à tracção e alongamento, dependendo da espessura da chapa [3]	8
Tabela 2.4 – Valores mínimos de resiliência (charpy-V-notch samples) [3]	8
Tabela 2.5 – Valores típicos da resistência à ruptura de fluência do aço 690E [3]	9
Tabela 2.6 – Raio mínimo e abertura para deformação a frio [3]	10
Tabela 2.7 – Temperaturas mínimas de pré-aquecimento para oxi-corte EHS 690 [2]	13
Tabela 2.8 – Consumíveis para a soldadura dos aços EHS 690 [9;11;13]	20
Tabela 3.1 – Entrega térmica efectiva recomendada (KJ/mm) e temperatura de pré-aquecimento [37]	34
Tabela 3.2 – Factor de eficiência	35
Tabela 3.3 – Testes de Fissuração	38
Tabela 4.1 – Composição química do metal depositado conforme dados do fabricante (% em peso) [3]	41
Tabela 4.2 – Propriedades mecânicas do aço Dillimax 690 conforme dados do fabricante	41
Tabela 4.3 – Composição química do metal depositado conforme dados do fabricante (% em peso)	41
Tabela 4.4 – Propriedades mecânicas do metal depositado dados do fabricante [3]	41
Tabela 4.5 – Resultados do cálculo da temperatura de pré-aquecimento para soldadura do aço em estudo	45
Tabela 4.6 – Parâmetros de soldadura usados na chapa com chanfro.....	47
Tabela 4.7 – Parâmetros de soldadura usados na chapa sem chanfro com cobrejunta.....	47
Tabela 4.8 – Parâmetros de soldadura usados nos ensaios CTS	49
Tabela 4.9 – Parâmetros de soldadura usados nos ensaios Tekken	49
Tabela 5.1 – Composição química do metal base e dos metais de soldadura (% em peso)	60
Tabela 5.2 – Avaliação dos ensaios Tekken e CTS dos processos de soldadura SMAW e FCAW	68
Tabela 5.3 – Resultados dos ensaios de tracção	72
Tabela 5.4 – Resultados dos ensaios de impacto (Provetes reduzidos 2,5x10 mm)	73

LISTA DE ABREVIATURAS

AWS	American Welding Society
ANSI	American National Standards Institute
ASTM	American Society for Testing Materials
ASW	Arc Stud Welding
B+V	Blohm + Voss
CE	Carbon Equivalente (IIW –International Instituto of Welding)
P _{cm}	Carbon Equivalente (formula de Ito-Bessyo)
CET	Carbon Equivalente (formula de Düren)
CA	Corrente Alterna
CC	Corrente Contínua
CTS	Controlled Thermal Severity
DIBT	German Institute of Structural Engineering
EHS	Extra High Strength
FSG	Flensburger Schiffbau Gesellschaft
FCAW	Flux Cored Arc Welding
GPL	Gas de Petroleo Liquifeito
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HD	Humidity Dissolved
ISO	International Organization for Standardization
IIW	International Institute of Welding
JIS	Japanese Industrial Standards
MIG	Metal Inert Gas
MAG	Metal Active Gas
OSW	One Side Welding
PA	Posição de Soldadura ao Baixo
PF	Posição de Soldadura Vertical Ascendente
PWHT	Post Weld Heat Treatment
Q	Entrega Térmica
SA 2 ½	Blast-cleaning, SA – Grau de acabamento de superfície, norma ISO 8501-1
SER	Soldadura Eléctrodo Revestido
SAW	Submerged Arc Welding
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
STP	Standard Temperature and Pressure
t _{8/5}	Tempo de arrefecimento entre os 800-500 °C
TW	Tack Welding
TIG	Tungsten Inert Gas
UIT	Ultrasonic Impact Treatment
WPS	Welding Procedure Specification
YAG	Yttrium Aluminum Garnet
ZAC	Zona Afectada pelo Calor

1. Objectivos e Estrutura da Dissertação

1.1. Objectivos

Este trabalho visa estudar a soldabilidade de um aço de Extra Alta Resistência EHS 690 (Extra High Strength). Por razões económicas e de construção, o aspecto moderno e leve que as estruturas de aço apresentam são devidos à redução de espessura e, portanto, de aço estrutural de baixa liga e alta resistência com limites elásticos até 1100 MPa são cada vez mais aplicados na construção naval, indústria offshore e, especialmente, na fabricação de guindastes.

A necessidade do desenvolvimento tecnológico para processos tanto de fabricação quanto de recuperação por soldadura em componentes de uso naval, leva à investigação que venha trazer fundamentos técnico-científicos consistentes para estes processos. Neste contexto, apresenta-se o desenvolvimento e aplicação dos aços temperados e revenidos com limite elástico mínimo de 690 MPa. Em paralelo, também foram desenvolvidos consumíveis para soldadura, destacando-se os eléctrodos revestidos da classe AWS A5.5: E 11018M [1] e os arames tubulares da classe AWS A5.28: E110C-G.

Para se atingirem, nestes aços, valores mínimos de resistência é necessário ter um cuidado extra durante a execução da soldadura. De modo a garantir uma adequada resistência, é necessário soldar de modo a que as juntas não apresentem defeitos inadmissíveis e que as propriedades mecânicas do metal depositado na (ZAC) zona afectada pelo calor sejam suficientes para resistir às tensões de serviço.

Neste trabalho apresentam-se os métodos de fabrico dos aços EHS, como são produzidos, as suas propriedades mecânicas, propriedades de fabricação, corte térmico e soldadura.

As propriedades de deformação a frio e a quente destes aços são discutidas em comparação com os aços convencionais usados na construção naval.

Para os métodos de soldadura mais comuns usados na construção naval, é dada atenção ao que é mais importante para a soldadura destes aços. Também são dadas orientações para a preparação das juntas, pingagem durante a montagem, selecção dos consumíveis de soldadura e pré-aquecimento.

Para que as juntas apresentem boas características de resistência à fadiga, o perfil e o acabamento das soldaduras são muito importantes. Soldaduras irregulares com concordâncias deficientes reduzem a resistência à fadiga. Este documento discute algumas condições.

Um dos efeitos negativos da soldadura, especialmente quando a espessura da chapa é reduzida usando aços EHS é a deformação e algumas vezes o desempenho a calor é necessário.

Quando soldamos aços EHS pela primeira vez, é necessário fazer novos procedimentos de soldadura e qualificação de soldadores.

Foi feita uma avaliação quantitativa sobre a influência dos custos de construção na aplicação dos aços EHS690 comparados com os aços de médio carbono usados na construção naval.

O presente trabalho enquadra-se num projecto internacional “ High Tensile Steel 690 in Fast Ship Structures (FASDHTS)” CEC BRITE/EURAM Programme (2000-2004), parcialmente financiado pela União Europeia através do contracto nº. GRD1-1999-10558, em que participaram as seguintes Instituições: TNO Building and Construction, Centre for Mechanical Engineering (NL), AF Industriteknik AB (S), AG der Dillinger Hüttenwerke(D), Alstom Chantiers de l’Atlantique (F), Bureau Veritas (F), Chalmers University of Technology AB (S), Flensburger Schiffbau mbH&Co. KG (D), Germanischer Lloyd AG (D), Instituto Superior Técnico (P), Lisnave Estaleiros Navais (P), Royal Schelde group BV (NL), Technische Universität Hamburg-Harburg (D), and Van der Giessen-De Noord shipbuilding division BV (NL). Este projecto teve como objectivo conceber um navio de pequena/média envergadura (cerca de 160 m) para navegar no Mediterrâneo para transporte de viaturas e pessoas.

O material constituinte era um aço de alta resistência, que permitia reduzir o peso do navio e consequentemente o consumo de energia. Apesar destes aços serem aplicados industrialmente desde os anos 60, em particular na indústria metalomecânica e de extracção de petróleo, pesada, a sua aplicação neste caso sucinto de construção naval colocam algumas questões de estudo interessantes como sejam os aspectos ligados ao corte e soldadura da chapa, e o efeito que estas operações têm no comportamento à fadiga dos navios.

Os aspectos relacionados com o corte e fadiga foram estudados pelos Estaleiros Navais de Flensburger Schiffbau-Gesellschaft e Blohm + Voss e pela Technische Universität Hamburg-Hamburg e os ensaios de soldadura na Lisnave e Flensburger Schiffbau-Gesellschaft. Tendo sido realizado pela Lisnave no âmbito desta dissertação os ensaios de soldabilidade em chapa de 4 mm de espessura pelos processos SMAW e FCAW, um estudo metalográfico e de durezas, a determinação das propriedades mecânicas e químicas, um estudo económico da soldadura e o estudo sobre os problemas de fissuração a frio que estes aços colocam à soldadura.

1.2. Estrutura da Dissertação

A dissertação está organizada da seguinte forma:

No Capítulo 1: faz-se uma breve descrição dos objectivos da estrutura da dissertação.

No Capítulo 2: apresenta-se uma breve introdução, que serviu de base e enquadramento ao trabalho realizado, descrevem-se os métodos de produção e as propriedades mecânicas do aço em estudo e, os diversos processos de corte e de soldadura, uma breve descrição sobre a selecção das condições de soldadura, apresenta-se uma descrição sobre os ensaios de fissuração a frio, o comportamento do revestimento primário de fabricação na soldadura, caracterização dos métodos de preparação das juntas de soldadura, considerações sobre a selecção, armazenamento e manuseamento dos consumíveis de soldadura, procedimento de pingagem e o uso de reforços temporários durante a montagem e soldadura, factores e procedimentos a ter em conta na preparação e durante a soldadura para melhoria das juntas à fadiga, a influência do tratamento térmico de alívio de tensões, considerações sobre a qualificação de processos de soldadura e soldadores para a soldadura deste material.

No Capítulo 3: Problemas de Soldabilidade dos Aços EHS – faz-se uma breve descrição da susceptibilidade à fissuração a frio pelo hidrogénio dos aços EHS. Apresenta-se o método para a determinação do teor de hidrogénio difusível, tensões residuais desenvolvidas durante a soldadura, exemplos para a determinação da espessura combinada das juntas para soldadura, como prevenir a fissuração a frio e, uma breve descrição dos ensaios de fissuração a frio especialmente para os ensaios CTS e Tekken.

No Capítulo 4: Procedimento Experimental, descrevem-se os procedimentos de soldadura utilizados experimentalmente, realizados na Lisnave Estaleiros Navais S.A., e as características dos materiais e métodos usados os equipamentos e a metodologia empregue na parte experimental, os ensaios não destrutivos e os procedimentos para os ensaios mecânicos, metalográficos e a preparação para os ensaios de fissuração a frio.

No Capítulo 5: Resultados e Discussões são apresentados e analisados os principais resultados dos casos estudados, obtidos através dos procedimentos experimentais, nomeadamente ensaios mecânicos, análises químicas, ensaios charpy, ensaios de fadiga, metalográficos e de fissuração a frio.

No Capítulo 6: Conclusões e Sugestões são apresentadas as conclusões do trabalho, assim como sugestões para trabalhos futuros a ser realizados nesta área de estudo.

2. Os Aços de EHS

A resistência requerida para estruturas de aço tais como lanças de guias, para a construção de chassis de veículos pesados, construções naval, offshore, comportas contra inundações, ou pontes são consideráveis.

Os aços de alta resistência EHS690 (Extra High Strength 690MPa), desenvolvidos nos anos 60 do século XX permitem construir estruturas de elevada resistência e máxima segurança e, ao mesmo tempo reduzir os custos com o material e a fabricação uma vez que as espessuras são bastante inferiores [2].

São usados na construção de máquinas de terraplanagem, na construção de estruturas de aço. Um exemplo de nota é a central hidroelétrica de Cleuson-Dixene na Suíça, onde foram utilizadas 7.500 toneladas de aço 690 e 890 para construir as tubulações, com espessuras mínimas como se pode ver na Figura 2.1 [3].



Figura 2.1: *Fracção de um anel em tubo de aço EHS 690. Central hidroelétrica de Cleuson-Dixene na Suíça.*

Estes exemplos demonstram os dois aspectos mais importantes na aplicação dos aços 690: o peso intrínseco da construção pode ser drasticamente reduzido e, os consumos de energia são menores.

Estes aços estão disponíveis numa ampla gama de graus de resistência, permitindo a cobertura de todo o espectro de aplicação: graus 460, 500, 550, 620, 690, 890 e 965 [3]

A figura 2.2 compara os custos de material e de fabricação com o aço convencional de qualidade S355 [4] e indicando a poupança permitida com estes aços.

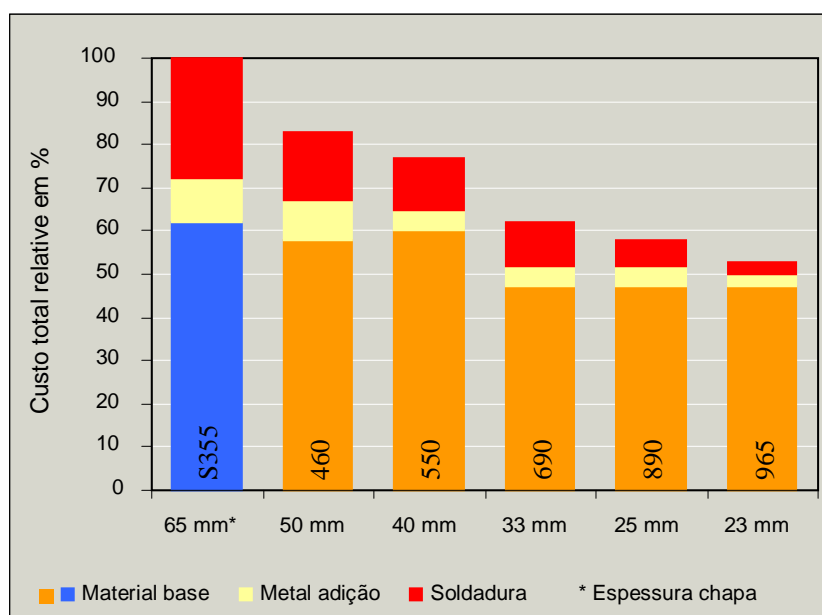


Figura 2.2: Custos de material e fabricação: Graus de alta resistência comparados com o aço convencional S355.

A norma europeia EN 10137-2:1996 estabelece os requisitos destes aços, em componentes soldados (por exemplo construção de guindastes, pontes, comportas) à temperatura ambiente e a baixas temperaturas. Na gama de espessuras de 6 a 50 mm, o aço 690E (S690QL1) é aprovado para uso em construções pelo DIBT (German Institute of Structural Engineering).

2.1. Produção dos Aços EHS

O elevado grau de resistência e tenacidade exibida por estes aços é conseguido pela adição de elementos de liga, mas também por um processo especial de fabrico. Após laminagem, as chapas de grandes espessuras são temperadas. Em todos os processos de produção do aço, a formação das chapas grossas e a têmpera em água, são exactamente combinados para cada fabricação [3].

Depois de uma cuidada desulfurização do metal quente, estes aços são produzidos por fusão num processo “top-blowing” [5] de oxigénio, então tratados metalurgicamente e, para chapas de espessuras acima de 100 mm, vazados por um processo de vazamento contínuo. O teor máximo de fósforo é de 0,02 % e o teor máximo de enxofre é de 0,01 %, ambos requisitos para alta tenacidade [3].

O teor dos elementos de liga pode ser ajustado durante a fusão do metal, para que os valores máximos de resistência mecânica e boa maquinabilidade sejam garantidos. É dada especial

atenção ao carbono equivalente (CE, PCM ou CET), uma vez que este é dependente do teor de elementos de liga. Valores de baixo carbono equivalente indicam boa soldabilidade. Um aumento do teor em elementos de liga, faz aumentar o carbono equivalente. No entanto, com o aumento da espessura da chapa é necessário um mínimo de elementos de liga, para que num subsequente processo de têmpera e revenido se atinjam os valores de resistência destes graus ao longo de toda a espessura da chapa.

Na tabela 2.1 apresentam-se as análises químicas dos aços 690, 890 e 965.

Tabela 2.1: Análise química típica dos aços 690, 890 e 965 [3]

Aços	690 B				690 T ¹⁾ , E					890 B,T,E		965B,T
Espessura (mm)	≤ 20	20-50	50-100	100-150	≤20	20-50	50-80	80-110	110-150	≤50	50-100	≤50
C	0,16	0,16	0,16	0,16	0,16	0,16	0,16	0,16	0,16	0,17	0,18	0,17
Si	0,30	0,30	0,30	0,30	0,30	0,30	0,30	0,30	0,30	0,3	0,30	0,30
Mn	1,20	1,45	1,45	1,45	1,35	1,45	1,45	1,45	1,45	0,9	1,00	0,90
Mo	0,12	0,27	0,37	0,47	0,22	0,37	0,37	0,42	0,52	0,52	0,50	0,52
Ni	---	---	0,27	0,75	---	0,12	0,30	0,75	1,35	0,97	1,00	0,97
Cr	---	0,60	0,80	0,90	0,55	0,55	0,80	0,90	0,90	0,47	0,60	0,47
B	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002	0,002 ²⁾	0,002	0,002 ²⁾
CE	0,38	0,58	0,65	0,73	0,54	0,59	0,66	0,72	0,78	0,58	0,63	0,58
PCM	0,25	0,29	0,32	0,33	0,29	0,31	0,32	0,34	0,35	0,31	0,33	0,31
CET	0,29	0,36	0,39	0,42	0,34	0,37	0,39	0,41	0,44	0,36	0,38	0,36

Estes aços podem ser ligados com nióbio e/ou vanádio

Carbon equivalente

¹⁾ Para os graus T, a espessura máxima para determinados tipos de composições químicas são ligeiramente deslocadas para chapas de maior espessura. Os elementos de liga Mn, Mo e Cr são baixos e os teores de V e B são um pouco superiores aos da variante E

²⁾ As chapas de menor espessura são ligadas sem boro

$$CE = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$$

$$PCM = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Mo/15 + Ni/60 + 5B$$

$$CET = C + (Mn + Mo)/10 + (Cr + Cu)/20 + Ni/40$$

As chapas de aço produzidas são laminadas, e devido às elevadas pressões exercidas pelos rolos (acima dos 108.000 kN), a deformação é suficiente para atingir o núcleo da chapa, mesmo para grandes espessuras. A microestrutura é, portanto, adaptada para posterior têmpera e revenido de modo a conferir alta resistência e tenacidade a estes aços [3].

Após laminagem, as chapas são aquecidas à temperatura de austenitização e em seguida arrefecidas em água [6;7], com uma velocidade de arrefecimento elevada de modo a formar martensite. O endurecimento ocorre em toda a espessura da chapa. A têmpera é seguida de um revenido a aproximadamente 650° C. Este processo de revenido aumenta a tenacidade.

A Figura 2.3 mostra a microestrutura de grão fino típica destes aços depois de temperados e revenidos [3;6;7].



Figura 2.3: Microestrutura típica dos aços 690 (ampliada 500 X)

2.2. Propriedades Mecânicas

2.2.1. Resistência e Tenacidade

A Tabela 2.2 mostra os valores mínimos do limite elástico para diversas gamas de espessura e a Tabela 2.3 os valores mínimos de resistência à tracção e alongamento. Apesar do seu elevado grau de resistência, estes aços apresentam excelentes propriedades de tenacidade (ver Tabela 2.4). Comercialmente são fornecidos em três graus de dureza: [3]

- Grau básico (B), com valores mínimos de tenacidade a -20°C ,
- Grau resistente (T), com valores mínimos de tenacidade a -40°C ,
- Grau extra resistente (E) com valores mínimos de tenacidade a -60°C .

Os valores mínimos de tenacidade destes três graus às temperaturas indicadas são apresentados na tabela 2.4.

Tabela 2.2: Valores mínimos de limite elástico, dependendo da espessura da chapa [3]

Limite elástico em N/mm^2

	$t \leq 50 \text{ mm}$	$50 < t \leq 100 \text{ mm}$	$100 < t \leq 120 \text{ mm}$	$120 < t \leq 150 \text{ mm}$
Tipo 460	460	440	400	440 ⁴⁾
Tipo 500	500	480	440	----
Tipo 550	550	530	----	----
Tipo 620	620	600 ¹⁾	560 ¹⁾	560 ¹⁾
Tipo 690	690	690/670 ²⁾	630 ¹⁾	630 ¹⁾
Tipo 890	890	850/830 ³⁾	----	----
Tipo 965	960	----	----	----

1) Maiores valores mínimos podem ser definidos no pedido

2) Limite elástico mínimo 690 N/mm^2 até aos 65 mm, 670 N/mm^2 para grandes espessuras.

Valores mínimos superiores a 690 N/mm^2 podem ser definidos no pedido.

3) Limite elástico mínimo 850 N/mm^2 até aos 80 mm, 830 N/mm^2 para chapas de maior espessura.

4) A gama de espessuras só se aplica aos graus B e T.

Tabela 2.3: Valores mínimos da resistência à tracção e alongamento, dependendo da espessura da chapa[3]

Resistência à tracção (U.T.S.) em N/mm ²	Alongamento A ₅ em % ⁴⁾				
	t ≤ 50 mm	50 < t ≤ 100 mm	100 < t ≤ 120 mm	120 < t ≤ 150 mm	todas espessuras
Tipo 460	550 - 720	550 - 720	500 - 670	500 - 670 ²⁾	17
Tipo 500	590 - 770	590 - 770	540 - 720	-----	17
Tipo 550	640 - 820	640 - 820	-----	-----	16
Tipo 620	700 - 890	700 - 890	650 - 830 ¹⁾	650 - 830 ¹⁾	15
Tipo 690	770 - 940	770 - 940	720 - 900 ¹⁾	720 - 900 ¹⁾	14
Tipo 890	940 - 1100	880 - 1100 ³⁾	-----	-----	12
Tipo 965	980 - 1150	-----	-----	-----	12

1) Valores mínimos os mais elevados podem ser definidos no pedido

2) Intervalo de espessuras só se aplica aos graus B e T.

3) Resistência à tracção mínima 900 N/mm² até aos 80 mm, 880 N/mm².

4) Mínimo alongamento.

Tabela 2.4: Valores mínimos de resiliência (Charpy-V-notch samples) [3]

Tipos 460 - 965	direcção da laminagem	Temperatura de teste energia em joules			
		0 °C	-20 °C	-40 °C	-60 °C
Grau básico (B)	longitudinal/transversal	40/30	30/27	---	----
Grau resistente (T)	longitudinal/transversal	50/35	40/30	30/27	----
Grau extra resistente ('E)	longitudinal/transversal	60/40	50/35	40/30	30/27

2.2.2. Resistência a Alta Temperatura

Com a adição de molibdénio e crómio, os aços 690 e superiores possuem uma boa resistência a temperaturas até 500 °C (ver Figura 2.4) [3].

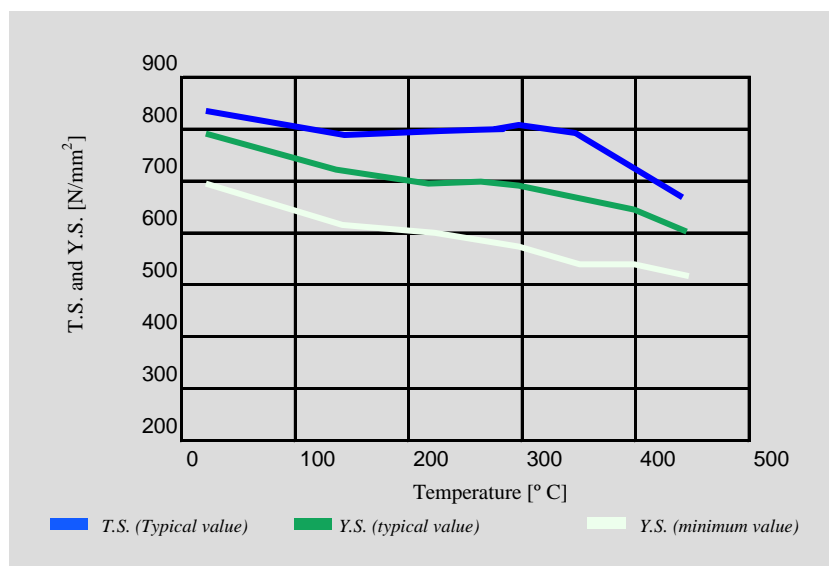


Figura: 2.4 – Efeito da temperatura nas propriedades mecânicas dos aços 690 (espessuras acima de 50 mm)

2.2.3. Comportamento à Fluência

A Tabela 2.5 [3] mostra os valores típicos da resistência à fluência do aço 690 grau E, conferido pelo molibdénio e crómio.

Essas propriedades são de interesse para as construções e componentes sujeitos a temperaturas elevadas, por exemplo, grandes ventiladores industriais.

Tabela 2.5: Valores típicos da resistência a ruptura por fluência do aço 690E

		Ruptura depois 100.000h [N/mm ²]		Alongamento $\epsilon = 1\%$ após 100,000h[N/mm ²]	
Temperature		450 °C	500 °C	450 °C	500 °C
Espessura chapa	≤ 20 mm	240	100	170	80
	$20 > t \leq 50$ mm	270	120	180	90

2.3. Propriedades de Fabricação dos Aços EHS 690

Os aços de alta resistência são tão fáceis de trabalhar como os aços estruturais convencionais nos graus de baixa resistência e, em alguns casos, são mesmo mais fáceis de manusear [3].

A deformação a frio destes aços pode ser facilmente realizada por dobragem. Deve-se considerar que, com o aumento do limite elástico, a força necessária para deformar a mesma espessura de chapa aumenta.

A fim de evitar o perigo de ocorrência de fissuração na direcção do bordo, as arestas devem ser rebarbadas nos locais onde se pretende executar as dobragens. O raio mínimo de dobragem depende da deformabilidade do aço e pode ser estimada a partir do alongamento e a redução de área, como ilustrado na Figura 2.5 [3].

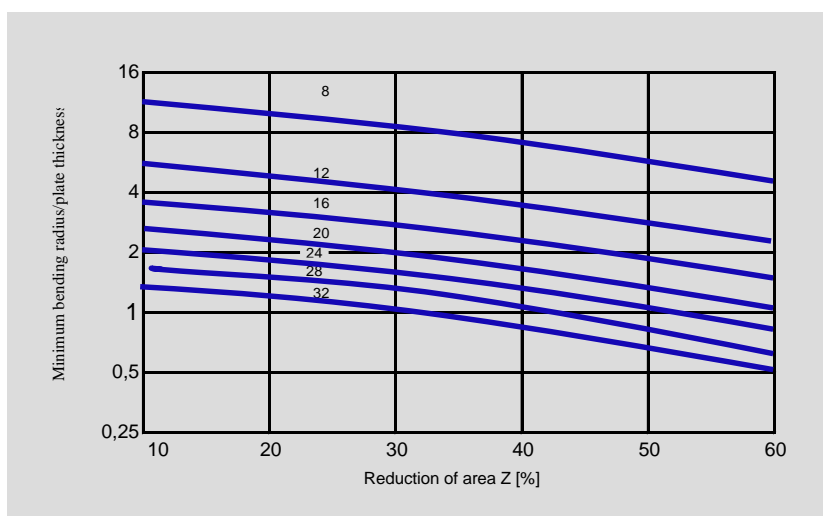


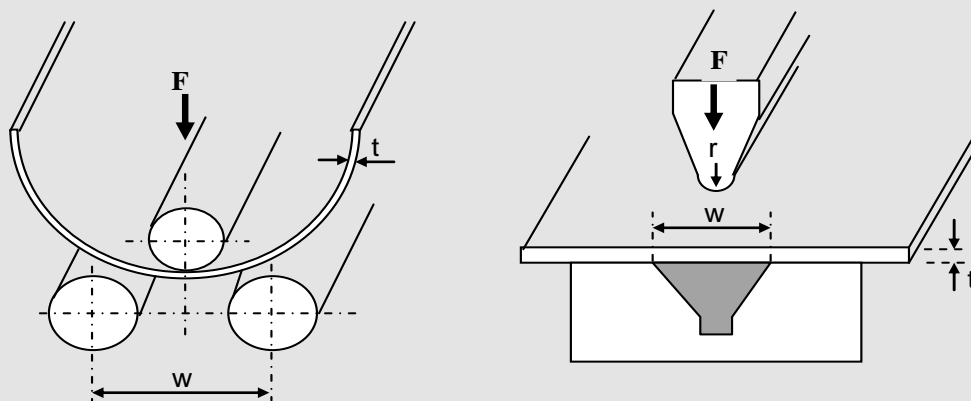
Figura 2 5: Raio mínimo de dobragem para deformação a frio, dependendo do alongamento e redução de área

Quando o alongamento do aço diminui, o seu limite elástico aumenta. Se se assumir um determinado limite máximo da taxa de deformação (alongamento inferior a 10 % por segundo na fibra externa) o raio mínimo de curvatura e aberturas podem ser usados como valores de referência para os graus indicados na tabela 2.6 [3].

Tabela 2.6: Raio mínimo e abertura para deformação a frio

Aços, graus	460 ; 500		550 ; 620		690		890 ; 965	
Posição dobragem	perp.	paralelo	perp.	paralelo	perp.	paralelo	perp.	paralelo
direcção laminagem								
Raio de dobragen	1t	1,5t	1,5t	2,5t	2t	3t	3t	4t
Abertura	6t	7t	6t	7t	7t	8t	9t	10t

t = espessura da chapa, taxa de deformação > 2 s para um ângulo de dobragem 90°



A força necessária pode ser estimada através das seguintes equações: 1 e 2,

Deformação a frio:

$$P = \frac{0,7bt^2 R_m}{w} \text{ (N)} \quad (1)$$

Pressão de flexão:

$$n = (1 - (\frac{4t}{w}))bt^2 \frac{R_m}{w} \text{ (N)} \quad (2)$$

Em que:

b – comprimento a ser enformado (mm)

t – espessura da chapa (mm)

R_m – carga de rotura (MPa)

w – espaçamento dos rolos (mm)

O raio mínimo de curvatura é dado pela Norma Europeia EN 10137, Part 2, em vigor. Para espessuras de chapas inferiores a 6 mm o raio de curvatura é de 2,5 vezes a espessura da chapa. Se a deformação é transversal à direcção de laminagem, é possível reduzir o raio de curvatura em 2 vezes a espessura da chapa.

A deformação a frio introduz mudanças na resistência e ductilidade e diminui a tenacidade. A extensão da alteração destas propriedades depende da temperatura e grau de deformação. Por vezes, o tratamento térmico é necessário para reduzir a tensão de endurecimento e melhorar as propriedades de tenacidade prejudicadas pela deformação [8], o tratamento térmico de alívio de tensões é geralmente suficiente. Isto não significa, no entanto, reverter completamente o efeito da deformação a frio [9].

Como é mostrado na Figura 2.6, com base nas curvas de transição, os aços 690T não são susceptíveis à perda de resistência acima da média como resultado da deformação a frio e do envelhecimento.

Dependendo da aplicação final destes aços, os códigos de fabricação, estabelecem o limite máximo admissível de deformação a frio e estipulam o tratamento térmico correspondente. Se o componente soldado vai ser sujeito a um tratamento de recozimento de alívio de tensões, o recozimento depois da deformação a frio pode ser dispensado [3].

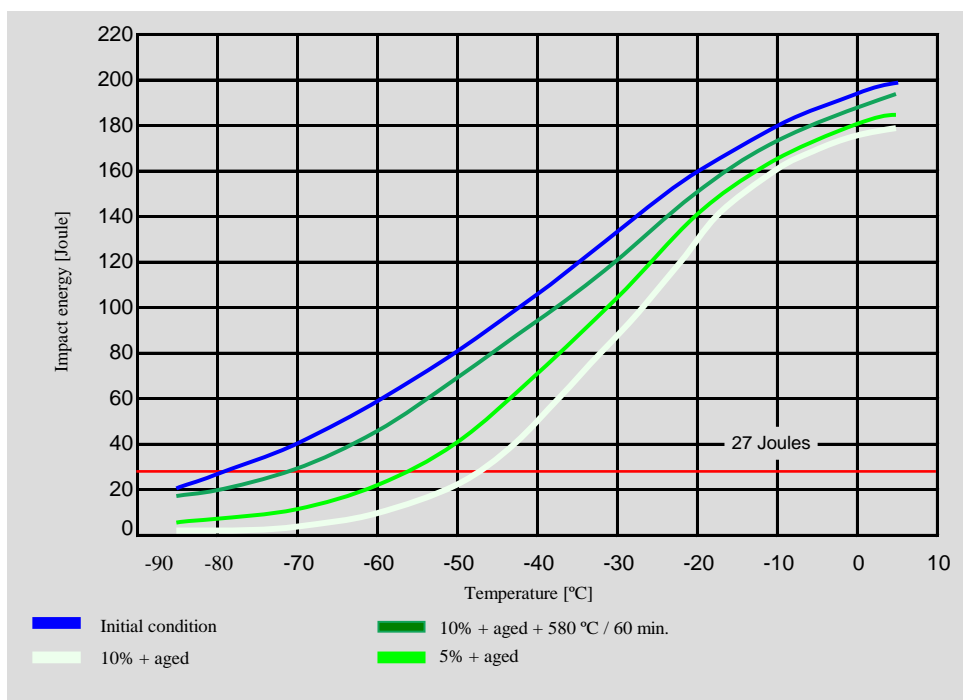


Figura 2.6: Curvas típicas de transição dos aços 690T e graus subsequentes para deformação e envelhecimento artificial

2.3.1. Deformação a Quente

Quando estão em causa pequenos raios de curvatura e grandes espessuras, a deformação a altas temperaturas pode ser vantajosa porque requer forças de deformação menores. No entanto este método tem sérias desvantagens: a deformação a quente ocorre, em regra, acima da temperatura máxima admissível para o alívio de tensões

Consequentemente, a deformação a quente destes aços não é admissível se não for renovada a têmpera e revenido posterior à deformação a quente.

Mesmo com um novo tratamento de têmpera e revenido deve-se verificar se as propriedades mecânicas não se deterioraram. Os fabricantes não garantem resultados satisfatórios mesmo com um novo tratamento de têmpera e revenido. Em primeiro lugar, a eficiência do equipamento de tratamentos térmicos que os fabricantes têm à sua disposição varia muito e, por outro, os resultados satisfatórios deste tratamento são mais difíceis de alcançar devido a geometria do componente, em comparação com o processamento da chapa. Consequentemente, a composição química do aço deve ser ajustada antes da consulta ao fabricante para os componentes que vão ser temperados e revenidos durante a fabricação.

Na medida do possível, a deformação a quente destes aços deverá ter lugar a temperaturas entre 880 °C e 950 °C, se este aço se destinar a um novo processo de tratamento de têmpera e revenido. Durante o endurecimento subsequente deve ser assegurada, uma elevada taxa de dissipação de calor de forma a prever o endurecimento total em toda a espessura da chapa. O processo de revenido subsequente depende da composição química, dimensões e propriedades mecânicas necessárias e devem também ser decididas na consulta ao fabricante [3].

2.4. Corte Térmico dos Aços EHS 690

Estes tipos de aços adquirem as suas propriedades através de processos específicos de tratamento térmico, e a entrega térmica causada pelo método de corte térmico utilizado deve ser tida em conta. A largura da zona afectada pelo calor (ZAC) e seu efeito sobre a dureza dependem de vários factores, dos quais o mais relevante é o calor posto em jogo.

O método de corte e a velocidade de corte determinam a entrega térmica. Quanto maior for a entrega térmica, maior será a ZAC. A dimensão da chapa, quando esta é cortada em pequenas peças, o volume de metal não é suficiente para agir como um dissipador de calor do calor fornecido. A temperatura da chapa pode então ser tão elevada que a dureza da parte cortada seja reduzida.

A quebra das arestas da chapa, após o corte melhora a vida à fadiga de uma construção. A rugosidade das superfícies do corte também tem influência na vida à fadiga. Uma elevada rugosidade da superfície diminui a vida à fadiga. A rugosidade depende do método de corte, superfície da chapa, e dos parâmetros de corte, principalmente da velocidade de corte.

As seguintes técnicas são adequadas para o corte de EHS 690

- Por Oxi-corte
- Corte por Plasma
- Corte a laser

Em comparação com o aço naval normais os parâmetros de corte EHS 690 são os mesmos e não há nenhuma preparação especial exigida antes do corte [3].

2.4.1. Oxi-corte

O oxi-corte com gás combustível é, basicamente, aplicável para o corte dos aços macios e temperados com os melhores resultados. Os gases combustíveis são acetileno, propano, gás natural ou a mistura de gases. A utilização de sistemas de corte simples e múltiplas cabeças tocha permite o corte económico e preciso de diversas espessuras de chapa [9].

Tanto o GPL (gás de petróleo liquefeito) como o acetileno podem ser usados para o corte dos aços EHS 690. São os métodos mais utilizados e têm um amplo campo de aplicação. Podem ser usados para todas as espessuras da chapa. A largura de corte é de 2 a 5 mm e a ZAC é de 4 a 10 mm de largura, sendo que ambos dependem da espessura da chapa e da velocidade de corte.

O risco das fendas de corte aumenta com a espessura da chapa e dureza. Para evitar isso, pode ser aconselhável pré-aquecer a chapa ou diminuir a velocidade de corte.

A Tabela 2.7 mostra, as temperaturas de pré-aquecimento recomendadas para o oxi-corte e a Figura 2.7 mostra, as curvas típicas de dureza na superfície da zona cortada [3].

Tabela 2.7: Temperaturas mínimas de pré-aquecimento para oxi-corte EHS 690 [3]

Espessura da chapa [mm]	< 20	< 30	< 50	< 100	> 100
EHS 690	N.A. *	25 °C	50 °C	100 °C	150 °C

* Não aplicavel

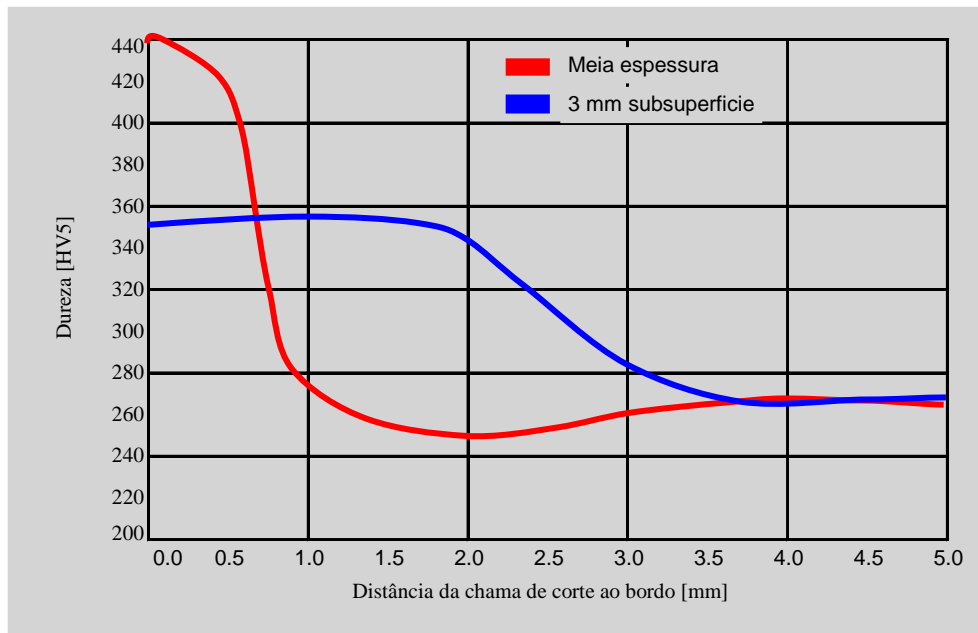


Figura 2.7: Dureza típica do aço EHS 690 durante o oxi-corte 20-30 mm espessura [3]

O pré-aquecimento deve ser realizado pelo menos, 100 mm de cada lado do corte planeado. A temperatura recomendada da peça deve ser atingido antes do corte ser iniciado. A temperatura deve ser verificada por medição no lado de baixo da chapa [3].

2.4.2. Corte por Plasma

Este processo utiliza um arco eléctrico concentrado que funde o material através de um feixe de plasma de alta temperatura. Todos os materiais condutores podem ser cortados. Os sistemas de corte por plasma com correntes de 20-1000 amperes para chapas de espessuras entre 5-160 mm. Os gases de plasma são o ar comprimido, azoto, oxigénio ou árgon / hidrogénio para corte de aços de liga leve e elevada, alumínio, cobre e outros metais e ligas [10]. As principais vantagens do corte por plasma encontram-se no maior desempenho de corte e na zona afectada pelo calor estreita, com uma entrega térmica do corte mínima.

A vantagem sobre o Oxi-corte é a maior velocidade de corte. A largura do corte é menor, 2 a 4 mm, e a superfície de corte é de melhor qualidade.

2.4.3. Corte por Laser

Tal como no corte por plasma, o corte por laser também é mais rápido e produz uma zona afectada pelo calor estreita, com uma entrega térmica de corte mínima. Com este processo é possível cortar espessuras menores, e tiras de chapa estreitas sem distorção. Até 10 mm de espessura as chapas podem ser cortadas com os lasers de CO₂ disponíveis hoje em dia.

conseguem-se elevadas velocidades de corte, a largura do corte é menor que 1 mm e a ZAC varia entre 0,4 a 3 mm largura, dependendo da espessura e das condições de corte.

O corte por laser é um método, sensível à superfície da chapa, que pode, portanto, afectar a produtividade. Uma superfície regular das chapas é uma condição fundamental para o corte laser, porque o feixe deve ser focado na superfície da chapa.

A velocidade de corte atingível depende, em grande medida, da potência do laser e da espessura da chapa a ser cortada.

Com uma chapa de espessura de 10 mm e um laser de 2-3 kW, são possíveis velocidades de corte de até 2000 mm / min [3].

A Figura 2.8 mostra o efeito dos diferentes métodos de corte na zona afectada pelo calor. Sendo o processo por oxi-corte o que apresenta maior largura da ZAC e o laser o que apresenta a menor.

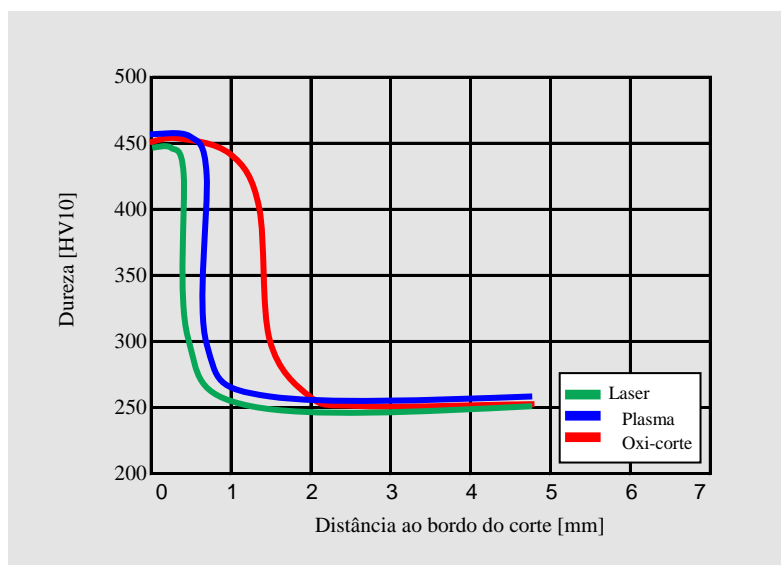


Figura 2.8: O efeito típico dos vários processos de corte no aço EHS 690

2.5. Soldadura dos Aços EHS 690

2.5.1. Soldadura Eléctrica Manual na Soldadura dos Aços EHS 690

Na construção naval o processo de soldadura eléctrica manual é um processo de soldadura muito comum, também aplicável na soldadura dos aços EHS.

Para soldadura do aço EHS690 [9;11;13] devem ser usados eléctrodos revestidos básicos de baixo hidrogénio. Estes eléctrodos têm uma forte acção fundente, juntamente com a protecção do dióxido de carbono, depositam elevada qualidade do metal de adição com boa tenacidade e baixo hidrogénio, geralmente menor que 5ml/100g de metal depositado. Para

limitar o risco de fissuração a frio, os eléctrodos devem estar bem secos antes de serem usados. Os eléctrodos devem ser armazenados em condições de temperatura e humidade relativa controlada, porque o revestimento é muito higroscópico. Se os eléctrodos estiverem expostos à atmosfera rapidamente absorvem humidade. Por vezes é necessário a secagem dos eléctrodos antes de serem usados. Os fabricantes definem a temperatura correcta e o tempo de secagem dos eléctrodos. Estes parâmetros também podem ser consultados na norma ANSI/AWS D1.1-98 Capítulo 5 [14]. Depois da secagem os eléctrodos devem ser mantidos em estufa a temperaturas entre os 70°C e 120°C.

Para soldadura de ângulo e soldadura topo a topo na posição ao baixo, eléctrodos de baixo hidrogénio com adições de pó de ferro de alto rendimento; 120-150% pode ser usado.

2.5.2. Soldadura MIG-MAG

2.5.2.1. Descrição do Processo

A soldadura MIG/ MAG (Metal Inert Gas/ Metal Active Gas) também designada por GMAW (Gás Metal Arc Welding) é um processo de soldadura por arco eléctrico no qual se utiliza um fio eléctrodo consumível de alimentação contínua, na ponta do qual se estabelece o arco eléctrico sob uma protecção gasosa. O eléctrodo, o arco, a zona fundida e a peça são protegidos da contaminação atmosférica por um fluxo de gás inerte, ou activo, que passa através da tocha de soldadura [15].

O modo de transferência do metal do eléctrodo para o banho de fusão determina, em grande parte, as características de funcionamento do processo. Há três modos principais de transferência de metal:

- por curto-circuito
- por “spray” ou pulverização
- por corrente pulsada

O MAG Sinérgico pulsado refere-se a um tipo especial de controlador que permite que a fonte de energia seja ajustada para o tipo de metal de adição e diâmetro do fio, e a frequência do pulso seja definida de acordo com a velocidade de saída do fio.

As transferências por curto-circuito e pulsada são utilizadas em baixa corrente de soldadura e em posição, em passes de raiz e de vista feita por um só lado (OSW-one side welding) e a entrega térmica de calor é muito baixa. As características de baixa entrega térmica no processo tornam-no ideal para a soldadura de estruturas, onde a forma é importante por razões estéticas.

A transferência por spray é usada com elevadas intensidades de corrente de soldadura na posição ao baixo.

2.5.2.2. Os Gases Usados na Soldadura MIG/MAG dos Aços EHS 690

Os gases que são normalmente utilizados na soldadura dos aços EHS 690 são [9;11;13]:

- CO_2
- Árgon + 2 a 5 % oxigénio
- Árgon + 5 a 25 % CO_2

O árgon e as misturas à base de árgon, em comparação com o CO_2 , são geralmente mais tolerantes à definição de parâmetros e geram níveis mais baixos de salpicos. O CO_2 origina maior penetração em comparação com o árgon ou misturas à base de árgon e a protecção do banho de fusão é melhor. No caso de soldadura de chapa com primário, a sensibilidade à porosidade é menor quando se usa CO_2 . No caso de soldadura MAG de materiais com primário, para evitar a porosidade é melhor remover o primário localmente.

2.5.3. Soldadura Eléctrica por Arco com Fio Fluxado

2.5.3.1. Descrição do Processo

A soldadura por arco eléctrico com fios fluxados (FCAW-Fluxo Cored Arc Welding) é semelhante à soldadura MIG/MAG no que diz respeito aos aspectos relacionados com a operação e com o equipamento. Contudo, o fio eléctrico utilizado neste processo é um tubo contendo um fluxo [16]. Um fio fluxado “nasce” a nível de produção como uma fita de metal plana que é dobrada em forma de “U”. O fluxo e os materiais de liga são depositados dentro desta fita em “U” que é fechada em forma de tubo e trefilada para as dimensões finais (ver Figura 2.9).



Figura: 2.9: Fio Fluxado

Tal como na soldadura MIG/MAG, o processo com fios fluxados também utiliza um gás que protege a zona de soldadura da contaminação atmosférica. O gás de protecção tanto pode ser aplicado em separado, caso em que o fio é referido como um fio fluxado com protecção gasosa, como pode ser gerado pela decomposição dos elementos que constituem o fluxo, caso em que o fio é referido como um fio fluxado auto-protegido. Os fios fluxados

produzem também uma escória que permite uma protecção adicional do metal depositado durante o período de arrefecimento após o qual é removida.

2.5.3.2. Soldadura Eléctrica por Arco com Fio Fluxado dos Aços EHS 690

Este processo é muito adequado para a soldadura dos aços EHS 690 [9;11;13]. É facilmente mecanizado ou automatizado montados em calhas que transportam a tocha de soldadura. Fundamentalmente, o processo utiliza o mesmo equipamento que o do fio sólido MAG embora em alguns casos de maior capacidade. A diferença importante entre a soldadura MAG com arame sólido e com arame fluxado é a maior produtividade, as características de soldadura e a integridade do metal de adição. Os fios tubulares são agrupados normalmente em: rutílicos, rutílicos micro ligados, básicos, e fios metálicos fluxados que não contêm adições de fluxo significativas.

Os fios rutílicos podem ser designados para diferentes aplicações. Têm uma certa limitação quando se trata de boas propriedades mecânicas, especialmente resistência ao impacto a temperaturas abaixo de zero. Durante os últimos anos os fios rutílicos foram melhorados no que diz respeito à adição de elementos na sua composição. Para fios rutílicos, mesmo o conteúdo de hidrogénio do metal depositado pode ser garantido abaixo dos 5ml/100g de metal depositado. Isto tem expandido o uso deste tipo de fios incluindo para os aços EHS, e podem ser adoptados para temperaturas de serviço inferiores a -50 ° C.

Os fios rutílicos são de uso fácil, o arco é suave, dá à soldadura uma excelente aparência com fácil destacamento da escória. A taxa de deposição é muito alta, especialmente quando se solda em posição. Contudo, a soldadura de ângulo com uma garganta menor que 3,5 mm na posição vertical (PF) é difícil.

Os fios básicos têm sido sempre caracterizados por um muito bom e consistente nível de propriedades mecânicas, praticamente as mesmas que para eléctrodos básicos. Estes também produzem depósitos com boa qualidade radiográfica quando comparados com os rutílicos e os fios fluxados de alma metálica.

A maioria é do tipo de muito baixo hidrogénio (2-3 ml/100g) no entanto, a soldabilidade não é tão boa como a dos rutílicos. A soldadura em posição é muito mais difícil e o passe final apresenta uma maior convexidade. O modo de transferência de metal é mais globular, originando mais salpicos.

Os fios tubulares de fluxo básico apresentam uma excelente penetração da raiz em soldadura topo a topo, com ou sem cobre junta de cerâmica. Estes fios são menos sensíveis à porosidade em chapas oxidadas ou pintadas com primário.

Os fios fluxados metálicos contêm pó de ferro como substituto para a maioria dos elementos que formam a escória. Por este motivo, o metal depositado quase não apresenta escória. Passos múltiplos podem ser depositados, sem ser necessário remover a escória, após cada passe. No caso de soldadura em posição é necessário usar o modo de transferência de arco curto. Estes fios oferecem vantagens nas posições ao baixo e horizontal, devido às altas taxas de depósito, boas características e alta velocidade de soldadura. Este tipo de fio deposita um metal de adição, com um teor de hidrogénio muito baixo e pode ser usado para temperaturas de serviço abaixo de -50 °C.

Os fios fluxados com pó de ferro apresentam excelentes penetração na raiz em soldaduras topo a topo, com ou sem cobre junta cerâmica.

Os gases mais usados para protecção dos fios fluxados tubulares são, o CO₂, ou combinações de argon com CO₂.

O gás CO₂ é o mais económico e pode ser usado com muitos fios fluxados. Este gás dá uma boa protecção, devido à sua alta densidade. O arco é mais concentrado, isso é vantajoso para a soldadura vertical ascendente, usando a transferência por curto-circuito a baixas intensidades de corrente, e também para os passos de raiz, onde é obtida uma boa penetração.

A mistura de gases produz uma soldadura suave e mais regular. Os salpicos diminuem, devido ao arco ser mais estável e formado por muito finas gotículas. O risco de porosidade é, porém, maior do que com o CO₂.

2.5.4. Consumíveis de Soldadura para os Aços EHS 690

Os consumíveis devem ser seleccionados com base em requisitos de resistência e tenacidade na junta soldada, bem como sobre as condições de restrição prevalecentes. Deve ser dada atenção que, como resultado da diluição do metal de adição com o metal base as propriedades do metal depositado podem diferir dos valores normalizados do metal de adição ou daqueles especificados nos catálogos dos fabricantes de consumíveis de soldadura.

A fim de alcançar uma combinação óptima de resistência e tenacidade na junta soldada, selecciona-se um consumível com uma resistência tão baixo quanto possível, mas que continua a reunir os requisitos de resistência para a junta [17]. As propriedades do metal de adição também são influenciadas pelas condições de soldadura. A regra geral é que um

aumento na entrega térmica conduz a uma diminuição do limite de elasticidade, resistência à tracção e energia de impacto do metal depositado.

No caso dos passes raiz e soldadura de ângulo com um só passe, o metal depositado sofre uma perda nos elementos de liga através da diluição com o material de base. Como resultado, o limite elástico e a resistência à tracção do metal depositado aumentam quando comparados com os do material base. Por este motivo, geralmente, o material de menor resistência é mais usado para os passes de raiz e soldadura de ângulo de um só passe, do que para o enchimento e cordões de vista.

Quando se usa metal de adição de menor resistência, a soldadura é normalmente mais resistente à fissuração na fabricação. O aumento da ductilidade a baixa resistência do metal de adição e a redução de tensões residuais podem reduzir também as tendências ao arrancamento lamelar. Algumas recomendações gerais para a selecção dos consumíveis são:

- Fluxos básicos devem ser sempre utilizados nos processos de soldadura SAW, FCAW e SMAW.
- A resistência ao impacto do metal de adição deve ser, pelo menos, a mesma que a do material base.
- Usar sempre um material de enchimento com baixo teor de hidrogénio ($HD \leq 5 \text{ ml/100g}$).

A Tabela 2.8 mostra os códigos AWS e Europeu para os consumíveis adequados à soldadura dos aços EHS 690. Para uma combinação de EHS 690 e aço carbono, deve ser utilizado o consumível para a soldadura do aço carbono. Na verdade, pode ser uma vantagem usar o metal de soldadura de menor resistência possível para minimizar as tensões em ambas as ZAC e metal depositado [9;11;13].

Tabela 2.8: Consumíveis para a soldadura dos aços EHS 690

Processo de Soldadura	Aplicação	Tipo de Consumível	
		AWS A 5.5	EN 757
Soldadura Eléctrico Manual (SMAW)	Passe de raiz e passe simples em soldadura de ângulo	E9018-M/E110-M	E55 4 1NiMo B/ E 69 5 Mn2NiMo B
	Enchimento e passes de vista	E11018-M	E 69 5 Mn2NiMo B
Soldadura Semi-Automática com Fio Fluxado (FCAW)	Passe de raiz e passe simples em soldadura de ângulo	AWS A5.29	EN12535
	Enchimento e passes de vista	E111T-G E111T5-K4 MH4	T 69 5Mn2NiCrMo B M2 H5

2.5.5. Qualificação de Processos de Soldadura e Soldadores

Os procedimentos de soldadura para aços de alta resistência e novas qualificações de soldadores têm de ser aprovados. As orientações para realizar as qualificações podem ser encontradas nas Regras e Regulamentos das Sociedades Classificadoras e nas normas europeias. Para soldadura por arco, EN 288-3 [18] e EN 287-1 [19] e para a soldadura de pernos por arco EN-ISO 14555:2006 [20].

O cliente tem de redigir por escrito uma Especificação de Soldadura (WPS-Welding Procedure Specification) para cada teste de qualificação do procedimento. As principais variáveis que precisam ser incluídas no WPS são especificados nas Regras e Normas. Quando se solda aço EHS 690, a entrega térmica, pré-aquecimento e temperatura interpasses, largura máxima do cordão de soldadura e espessura da camada são variáveis importantes.

O material de origem para os provetes deve ser do mesmo grau que o previsto para a construção do trabalho. Este material deve ser acompanhado do certificado de fabrico com registos mostrando a composição química e os resultados dos testes mecânicos para garantir a conformidade do material com a especificação de materiais aplicáveis.

Antes de começar com as qualificações cada soldador deverá ter a possibilidade de aprender a manter o intervalo recomendado de entrega térmica, espessura da camada, largura do cordão e o controle do pré-aquecimento e temperatura interpasses.

O armazenamento e manuseio do material de soldadura deve ser o mesmo que durante a produção.

2.6. Melhoria das Juntas Soldadas à Fadiga

A fadiga em estruturas soldadas é quase exclusivamente restrita à soldadura das diversas partes de uma estrutura [21].

As soldaduras inevitavelmente contêm defeitos. Estes defeitos podem ser divididos em dois tipos:

1. Concentradores de tensões
2. Núcleos potenciais de iniciação de fendas (Crack nuclei)

Os defeitos mais importantes como concentradores de tensões são os ângulos dos cordões formado entre este e a base, bordos queimados e defeitos de raiz, ver Figura 2.10.

Um núcleo de fenda é um defeito em forma de fenda, que depois de sujeito a um pequeno número de ciclos de carga começa a propagar-se em fenda [22].

Os núcleos mais importantes de fendas são:

1. Falta de fusão/penetração
2. Inclusões microscópicas de escória e entalhes

As inclusões de escória têm uma profundidade típica e máxima de aproximadamente 0,05 mm e 0,2 mm, respectivamente. Eles estão situados na transição do material base/ metal depositado na parte inferior do bordo queimado ver Figura 2.10. Estes núcleos microscópicos de fendas estão presentes no ângulo formado entre o cordão e o material base. A qualidade da soldadura influencia a concentração de tensões e a quantidade de outros núcleos de micro fendas presentes.

Para aumentar a resistência à fadiga da junta soldada, existem duas opções.

1. Melhorar a geometria da junta de modo a obter um raio maior e uma transição suave entre o cordão de soldadura e o material base. Suavizar o ângulo do cordão de soldadura, melhora a vida à fadiga.
2. Introduzir tensões de compressão na região dos defeitos; uma fenda só se propaga sob o efeito de tensões de tracção.

Há uma série de métodos de pós-tratamento, onde esses mecanismos estão envolvidos isoladamente ou em combinação. O mais prático é, esmerilagem, martelagem e a fusão pelo processo TIG (TIG-dressing) [23;24] da transição entre o cordão e o material base.

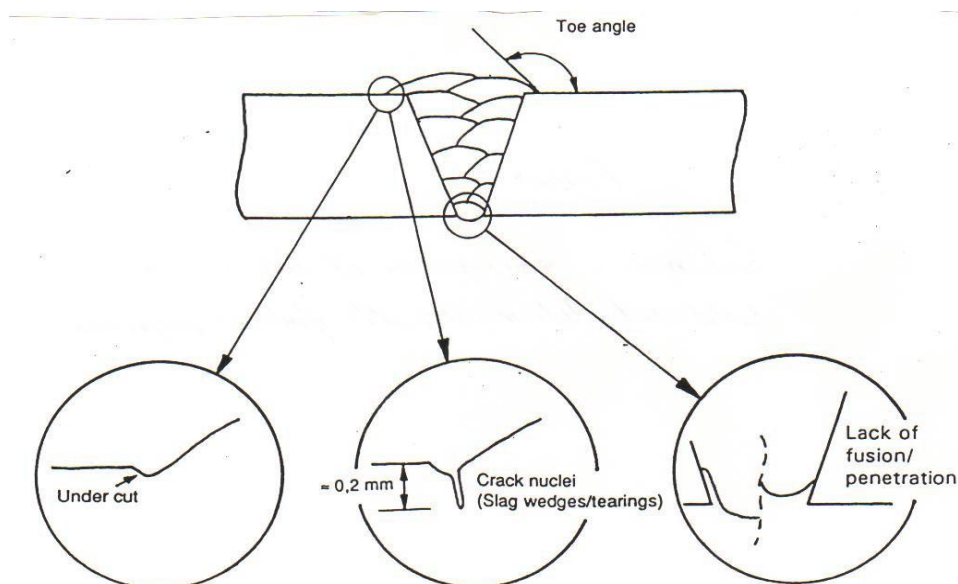


Figura 2.10: Descrição esquemática dos detalhes de uma soldadura que influenciam a fadiga

Esmerilagem é o método mais utilizado actualmente. Uma correcta esmerilagem envolve a limagem da transição entre a soldadura e o material base (weld toe) tal que as micro-fissuras

e inclusões de escória são removidas. Ao mesmo tempo é criada, uma transição mais suave, com um maior raio.

Os bordos queimados devem ser esmerilados até cerca de 0,5 mm de profundidade a chapa, a fim de garantir que todas as origens de tensões foram removidas.

Martelagem é um processo de trabalho a frio em que uma ferramenta como um martelo pneumático com uma ponta arredondada é usado para encalcar a zona de transição entre o metal depositado e o material base ver (Fig. 2.11). Desta maneira, são introduzidas tensões de compressão e a iniciação de fendas é retardada. Isto funciona muito bem até que a junta soldada seja sobrecarregada, onde o estado das tensões de compressão é eliminado. Os resultados do processo de martelagem são quase impossíveis de verificar e existem problemas ambientais associados à martelagem como o ruído. (2.12 e 2.13)

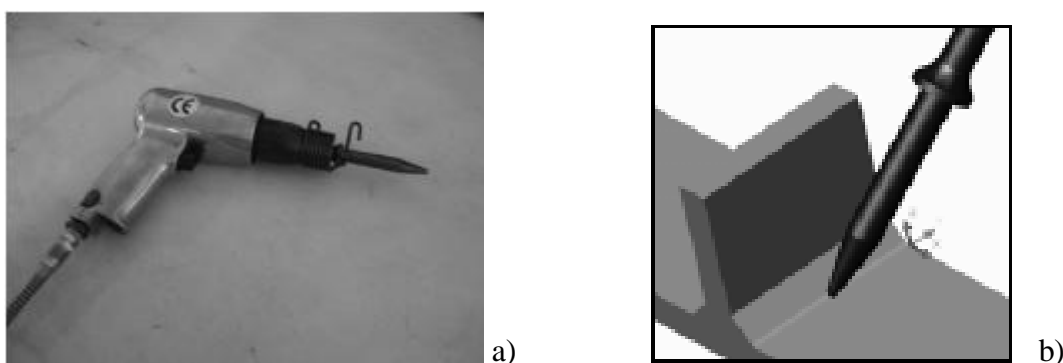


Figura 2.11: Martelo pneumático a) e orientação da ponteira b)

Para se garantir a correcta aplicação da martelagem é necessário realizar uma primeira inspecção visual [25].

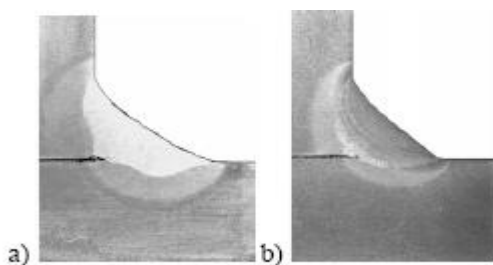


Figura 2.12: Aspecto do cordão de soldadura antes da martelagem a) e após a martelagem b)

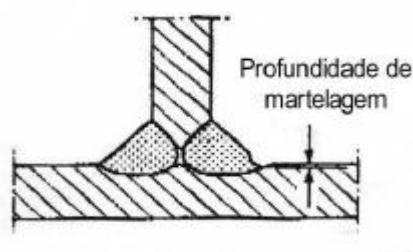


Figura 2.13: Profundidade das indentações provocadas pela martelagem

TIG dressing é um método relativamente novo. A tocha TIG é usada para refusão do metal depositado na concordância do cordão de soldadura sem o uso de material de adição (Fig. 2.14) [26].

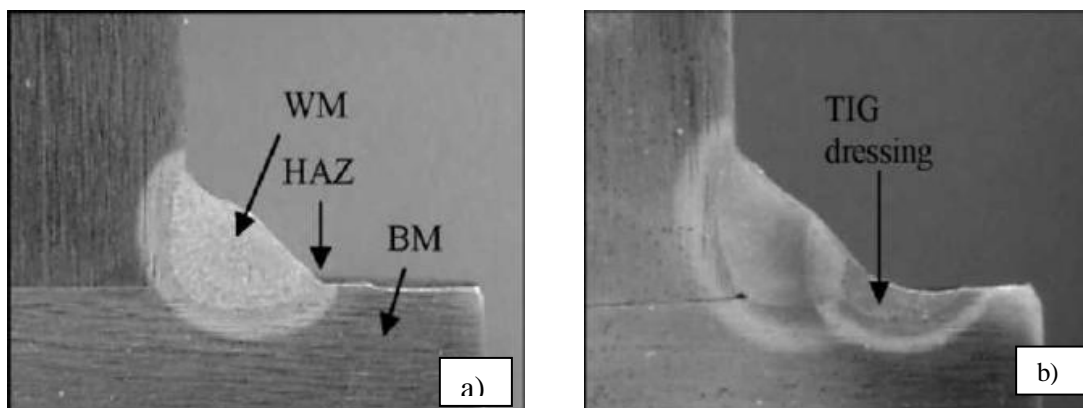


Figura 2.14: Macros de juntas soldadas a) como soldado b) TIG dressed

Desta forma, é obtida uma transição muito lisa e fina entre o metal depositado e o metal de base, ao mesmo tempo, as inclusões de escória presas são libertadas e podem flutuar até a superfície.

O processo TIG é método preferível dos três no que diz respeito à higiene ambiental e facilidade de execução e inspecção. As vantagens ambientais da soldadura TIG sobre esmerilagem são óbvias.

A acessibilidade é muito boa. Em princípio, a soldadura TIG pode ser feita em qualquer local onde for possível soldar. Os resultados são muito fáceis de verificar, através de inspecção visual.

Tratamento de Impacte por Ultra-sons (UIT-Ultrasonic Impact Treatment) É uma técnica de tratamento de alívio de tensões [27] que modifica as propriedades físicas e metalúrgicas da soldadura. Esta tecnologia é baseada na utilização de um transdutor ultra-sónico para a conversão de oscilações harmónicas de energia eléctrica em impulsos físicos na mesma frequência. Estes impulsos transferem a energia da superfície tratada através dos pinos de aço que são livres e movem-se axialmente entre o transdutor e a superfície. O objectivo do tratamento é introduzir tensões residuais de compressão benéficas nas zonas da concordância da soldadura para reduzir as tensões induzidas pela soldadura, melhorando o perfil da mesma (Fig. 2.15 e 2.16).



Figura 2.15: UIT – equipamento

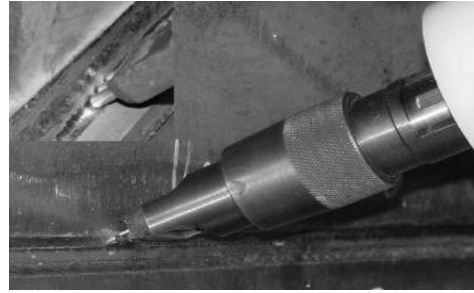


Figura 2.16: Pinos do UIT – equipamento

Vários investigadores têm demonstrado a tecnologia do UIT e os resultados dos testes de fadiga indicam que o desempenho à fadiga de juntas soldadas melhora substancialmente após o tratamento UIT.

O equipamento é composto por uma ferramenta manual que contém os pinos e uma caixa electrónica de controlo (fig. 2.15). A frequência do movimento da cabeça é cerca de 27kHz. O ruído é insignificante comparado com a de outros dispositivos de martelagem.

2.6.1. Tratamento Térmico de Alívio de Tensões

Os aços EHS e juntas soldadas apresentam um grau de dureza suficiente para serem utilizados em componentes altamente carregados, em geral, sem necessidade da realização de tratamento de alívio de tensões [3].

Em geral, a temperatura do alívio de tensões mais elevada deve ser de 40 Kelvin abaixo da temperatura de têmpera. Esta temperatura de têmpera é parte integrante do certificado de fabrico emitido pelo fabricante. O tempo de patamar quando recozido não deve exceder 60 minutos. Se forem prescritos longos tempos de patamar, a temperatura de alívio de tensões deve ser ainda mais reduzida em relação à temperatura de têmpera. Em especial, quando o nível de tensões residuais dos componentes é alto e a espessura é elevada, devem ser tomados cuidados para evitar diferenças de temperatura muito pronunciadas no componente, a quando do aquecimento para o recozimento [28].

3. Problemas de Soldabilidade dos Aços EHS

3.1. Fissuração a Frio

Como com todos os aços de alta resistência, temperado e revenido ou aços estruturais de grão fino, os aços EHS 690 são também susceptíveis à fissuração pelo hidrogénio na zona da soldadura.

A fissuração pelo hidrogénio é também conhecida como fissuração a frio [29]. Ambos os nomes se referem às características do fenómeno. Fissuração a frio indica que a fissuração ocorre normalmente quando a soldadura arrefeceu, ou, às vezes, durante o arrefecimento até à temperatura ambiente. Fissuração pelo hidrogénio refere-se à presença de hidrogénio envolvido no processo, tem início no metal depositado (especialmente para consumíveis com um limite elástico acima dos 600N/mm^2), bem como na zona afectada pelo calor (ZAC), ver figura 3.1, para os tipos mais comuns de fissuras.

As fendas de hidrogénio são orientadas transversalmente às tensões de tracção máximas. Daí, elas serem geralmente orientadas transversalmente ou longitudinalmente à junta soldada. Quanto maior a resistência do material, o mais comum é a orientação transversal. Este tipo de fendas normalmente ocorre no prazo de 48 horas após a soldadura e isso deve ser levado em conta quando da inspecção de fendas.

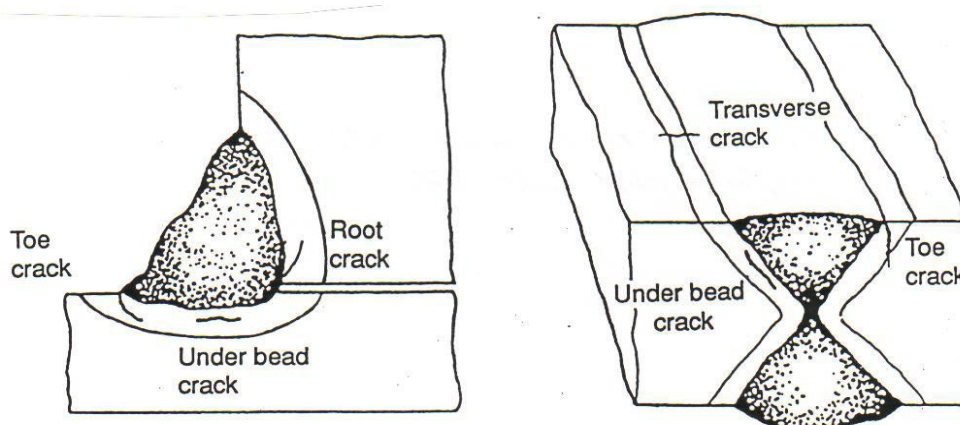
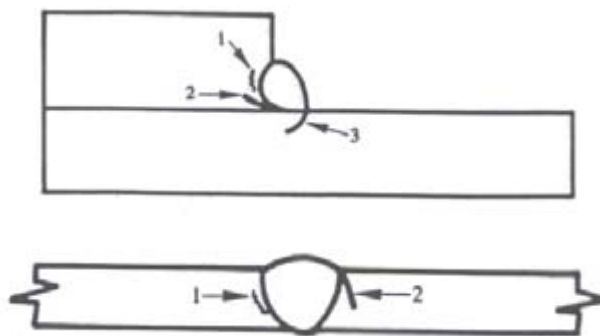


Figura 3.1: Fendas induzidas pelo hidrogénio na ZAC do cordão de ângulo e na junta topo a topo

A Fissuração a frio constitui, sem dúvida, uma das maiores dificuldades sob o ponto de vista de soldabilidade metalúrgica, surgidas na soldadura dos aços ao carbono, carbono-manganês e baixa liga.

A fissuração a frio ocorre essencialmente de três formas, como se ilustra na figura 3.2 sendo uma orientação longitudinal e aparecendo geralmente na ZAC



Tipos de fissuração a frio

1. Fissuração a frio sob cordão
2. Fissuração a frio na ligação
3. Fissuração a frio na raiz

Figura: 3.2 – Tipos de fissuração a frio

A fissuração a frio ocorre quando coexistem em simultâneo os seguintes factores:

- Hidrogénio no material depositado
- Elevado nível de tensões na junta
- Microestruturas duras e frágeis, como sejam martensites

Um aumento do teor dos elementos de liga, a espessura da chapa e o teor de hidrogénio, aumenta o risco de fissuração a frio. Um aumento da entrega térmica, pelo contrário, reduz o risco de fissuração a frio [30;31] uma vez que a velocidade de arrefecimento é menor.

O hidrogénio introduzido durante o processo pode ter várias fontes:

- Produtos de combustão na soldadura
- Produtos de decomposição de revestimento celulósicos de eléctrodos em soldadura por arco eléctrico
- Óxidos hidratados
- Humidade ou gorduras na superfície das peças ou dos eléctrodos
- Humidade nos fluxos
- Presença de hidrogénio no material base ou nos gases de protecção.

Normalmente, a influência da composição química na susceptibilidade ao endurecimento ou ao comportamento da fissuração a frio dos aços é caracterizada por meio do carbono equivalente "Ceq" [32]. A equação do "Ceq" é baseada na experiência e dados que são, principalmente, mas não exclusivamente, para aços de baixa liga e de alta resistência como os aços EHS 690. Um valor elevado indica um aumento da susceptibilidade à fissuração pelo hidrogénio. Um aumento da espessura da chapa aumenta o risco de fissuração a frio.

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} \quad (3)$$

3.1.1. Teor de Hidrogénio

A presença do hidrogénio durante a soldadura é inevitável. As fontes de hidrogénio mais comuns são:

- O vapor de água no ar ou gás de protecção.
- Humidade no revestimento de eléctrodos ou de fluxo
- Humidade e ferrugem na preparação da junta
- Contaminação da junta por gordura, pintura e, outros.

Durante a solidificação, o hidrogénio existente no banho, vai ficar dissolvido na estrutura do aço. Como durante o arrefecimento a sua solubilidade na estrutura vai diminuindo pode acontecer que esta fique saturada em H_2 . A solubilidade do hidrogénio na ferrite é menor que na austenite mas a sua difusibilidade é maior na ferrite que na austenite então fica retido na austenite na transformação em fase sólida levando a porosidades e fissuração. A curva de Sieverts Figura 3.3 ilustra a solubilidade do hidrogénio no ferro com base na temperatura. Uma solidificação rápida mantém o excesso de hidrogénio no metal líquido.

De acordo com a curva de Sieverts o hidrogénio é difusível na ferrite, e este processo pode ser acelerado por um aumento da temperatura, o resultado é geralmente expresso em ml/100g de metal depositado ou metal de soldadura (metal depositado + metal base).

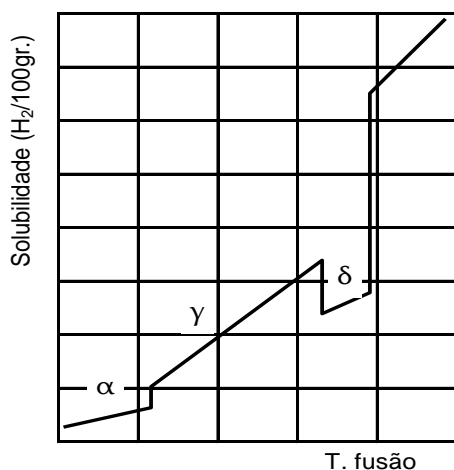


Figura 3.3: Solubilidade do H_2 no ferro

Por outro lado o hidrogénio, devido às altas temperaturas existentes, tem tendência a dissociar-se em iões.

Assim, quando no metal que fundiu se der a transformação da austenite, o hidrogénio na forma iónica que aí estava dissolvido vai migrar para a ZAC (Zona afectada pelo calor) que ainda não está austenítica, porque o hidrogénio se dissolve melhor na austenite que na

ferrite. Na ZAC o hidrogénio volta a combinar-se e esta reacção é acompanhada de um aumento de pressão localizado. Por outro lado, se na ZAC vier a ocorrer a transformação martensítica (estrutura frágil), o H_2 aí existente pode, sobre o efeito das tensões que caracterizam a transformação, provocar uma fragilização suficiente para ocorrer a fissuração a frio. Na figura 3.4 ilustra-se o mecanismo de difusão do hidrogénio do material fundido para a ZAC.

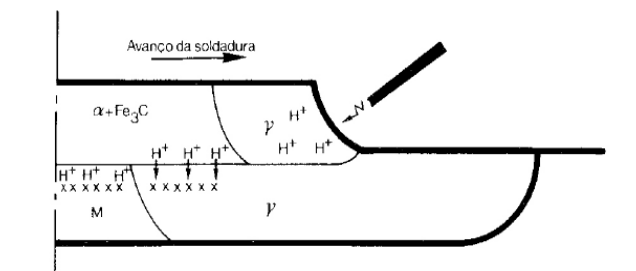


Figura 3.4: Mecanismo de difusão do hidrogénio do material fundido para a ZAC

Antes da soldadura arrefecer a difusão do hidrogénio se tornar impossível, a concentração de hidrogénio no local de soldadura pode ser elevada, especialmente em zonas com alta resistência à deformação e concentração de tensões, como por exemplo em pingos de soldadura e cordões de raiz.

3.1.1.1. Determinação do Teor de Hidrogénio

O presente método destina-se à avaliação do teor de hidrogénio difusível no metal depositado de eléctrodos revestidos [29]. Durante a execução de uma soldadura, o hidrogénio é absorvido pelo banho de fusão através do arco eléctrico. Durante o processo de arrefecimento, parte deste hidrogénio difunde para a atmosfera e parte difunde para a ZAC (Zona Afectada pelo Calor). O hidrogénio difusível é o hidrogénio que se escapa para a atmosfera. O hidrogénio residual é o hidrogénio que fica retido. A medição do teor de hidrogénio permite: classificar os diferentes consumíveis, calcular a temperatura de pré-aquecimento e calcular tempos e temperaturas dos tratamentos térmicos para remoção do hidrogénio.

Princípio do Método

O eléctrodo revestido que se pretende ensaiar é utilizado para depositar um cordão de soldadura de acordo com a Figura 3.5.

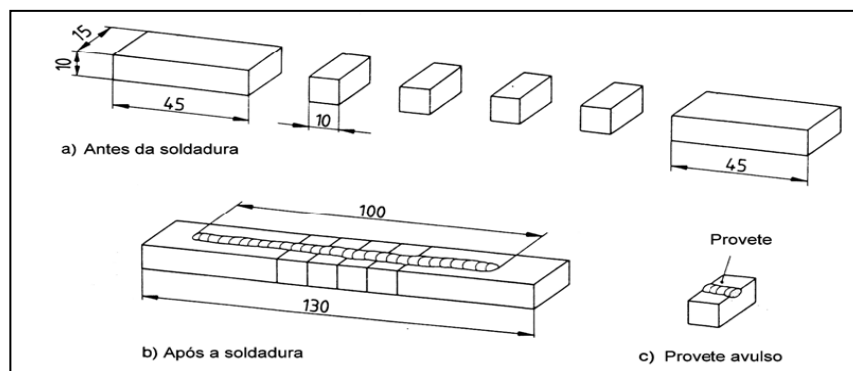


Figura 3.5: Deposição do cordão de soldadura para determinação do hidrogénio difusível

O provete obtido é mantido à temperatura ambiente, durante o tempo suficiente para se libertar do hidrogénio difusível, que é, posteriormente, medido por processos volumétricos. Os provetes são secos com uma corrente de ar frio, isenta de óleo, de forma a evitar a condensação de humidade. Como alternativa, pode utilizar-se uma corrente de azoto seco.

Materiais necessários para o ensaio

a) Material base

A peça de teste deve ser preparada a partir de aço macio não contendo mais de 0,20% C, 0,35% Si, e não mais de 0,05% S. Antes de utilizar na determinação do teor total de hidrogénio a peça de teste deve ser desgaseificada em condições equivalentes às utilizadas na subsequente extracção a quente.

b) Eléctrodos

Os eléctrodos para o ensaio de acordo com este procedimento devem ser de 4 mm de diâmetro, ou de 3,15 mm de diâmetro, no caso de eléctrodos de rendimento superior a 130%.

c) Acessórios de soldadura

Um dispositivo de aperto em cobre, como ilustrado na Figura. 3.6, é usado para o alinhamento e fixação do conjunto peça de ensaio.

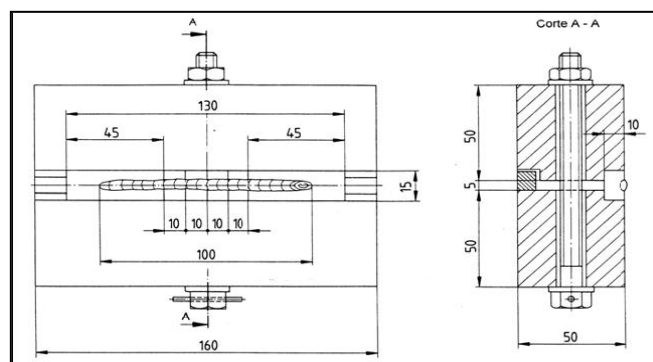


Figura 3.6: Dispositivo de aperto em cobre

A figura 3.7 exemplifica a montagem da bureta para recolha do hidrogénio difusível.

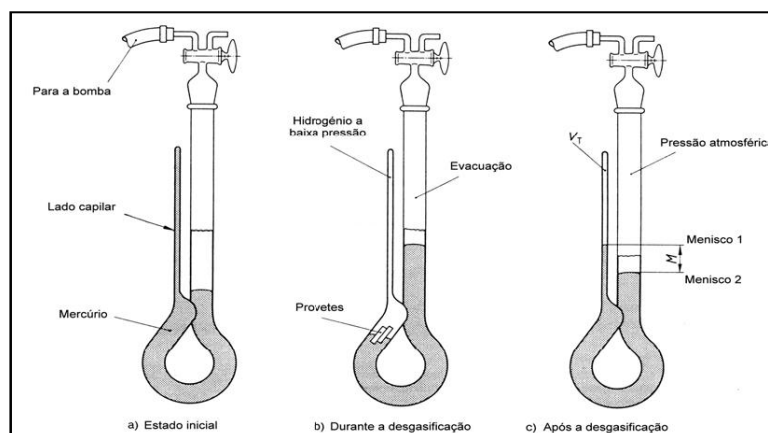


Figura 3.7: Bureta para recolha do hidrogénio difusível

O mercúrio é usado como um líquido de confinamento. A amostra deve ser mantida sob vácuo, por um período breve para remover qualquer vestígio de gases estranhos presos na superfície da fractura da amostra.

O volume dos gases recolhidos deve ser possível ler com uma precisão de pelo menos 0,05 ml (STP).

3.1.2. Nível de Tensões

As tensões desenvolvidas em soldaduras são devidas aos coeficientes de dilatação distintos dos mecanismos do arrefecimento. Estas tensões são equilibradas por tensões de compressão nas áreas adjacentes [33]. A contracção térmica na soldadura tem como principal causa uma deformação elástica do metal base (chapa) e uma deformação plástica no metal depositado como ilustrado na figura 3.8.

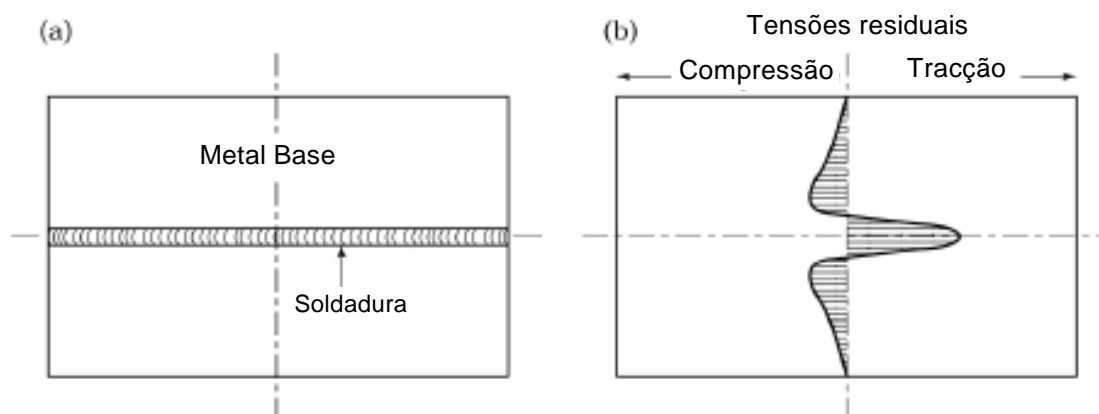


Figura 3.8: Tensões residuais desenvolvidas durante a soldadura

Um consumível de baixa resistência origina menores tensões na soldadura do que um consumível de alta resistência. Além disso, um consumível de baixa resistência, geralmente, tem melhor ductilidade do que consumíveis de alta resistência. Ductilidade é a capacidade que o material tem para se deformar plasticamente sem atingir a rotura. Alta ductilidade faz com que o metal depositado aumenta a resistência à rotura.

O nível de tensões numa soldadura aumenta com o aumento da restrição que é a deformação elástica da configuração de soldadura, ou seja, a capacidade para responder à contracção pela aparecimento de altas tensões, em vez de deformações elásticas. Se a contracção térmica de um cordão de soldadura é restringido em muitos sentidos, desenvolve-se uma tensão multi-axial. A condição da tensão multi-axial aumenta o nível de tensão. Um exemplo de alta restrição na soldadura é a montagem entre duas secções. Um exemplo de uma restrição baixa na soldadura topo a topo é a soldadura entre duas chapas livres.

Devido à concentração de tensões o nível de tensões no local da soldadura é mais elevado do que nas áreas circundantes. Concentrações de tensões surgem nas transições de geometria local. Um exemplo é a mudança de área transversal, por exemplo, a transição entre os pingos de soldadura e as bordas do chanfro.

3.1.3. Pré-Aquecimento

Quanto maior for a temperatura durante e depois da soldadura, mais fácil o hidrogénio difundir do aço.

Durante a solidificação, o hidrogénio existente no banho, vai ficar dissolvido na estrutura do aço. Como durante o arrefecimento a sua solubilidade na estrutura vai diminuindo, pode acontecer que esta fique saturada em hidrogénio. Por outro lado o hidrogénio, devido às altas temperaturas existentes, tem tendência a dissociar-se em iões.

Assim, quando no metal que fundiu se der a transformação da austenite, o hidrogénio na forma iónica que aí estava dissolvido vai migrar para a ZAC a solubilidade do hidrogénio na ferrite é menor que na austenite mas a sua difusibilidade é maior na ferrite que na austenite então fica retido na austenite na transformação em fase sólida.

Na ZAC o hidrogénio volta a combinar-se a esta reacção é acompanhada de um aumento de pressão localizado. Por outro lado, se na ZAC vier a ocorrer a transformação martensítica (estrutura frágil), o hidrogénio aí existente, o qual provoca defeitos, pode sob o efeito das tensões que caracterizam o fim do arrefecimento, provocar uma fragilização suficiente para ocorrer a fissuração a frio.

3.1.4. Propriedades Mecânicas das Juntas Soldadas

As propriedades mecânicas de juntas soldadas são determinadas em primeiro lugar, pela composição química do aço e do metal de adição, e pelos ciclos de temperatura que ocorrem durante a operação de soldadura.

O tempo de arrefecimento $t_{8/5}$ é o tempo em que a temperatura do cordão irá passar entre 800 e 500 °C. Este tempo é geralmente tomado para caracterizar os ciclos térmicos [34;35].

Este é determinado, principalmente, pela entrega térmica por unidade de comprimento da soldadura, o pré-aquecimento ou a temperatura de interpasses e, particularmente pela espessura da chapa, Figura 3.9.

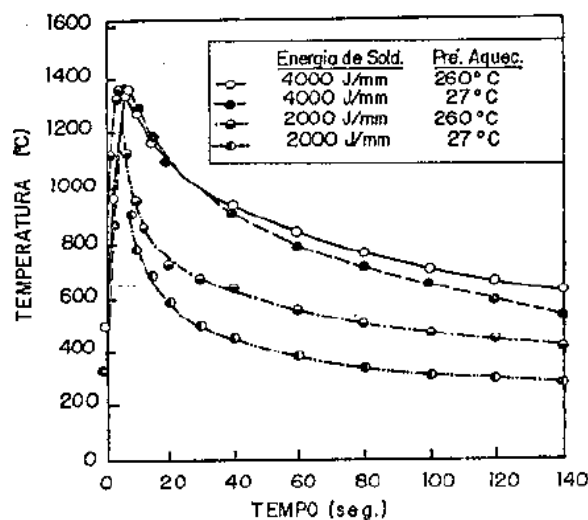


Figura 3.9: Efeito da entrega térmica e da temperatura inicial da peça no escoamento de calor

Para a mesma temperatura inicial das chapas, aumentando a entrega térmica diminui a velocidade de arrefecimento e o tempo de permanência a alta temperatura.

Para uma dada entrega térmica, um aumento da temperatura de pré-aquecimento reduz a velocidade de arrefecimento.

As taxas de aquecimento e arrefecimento decrescem com o aumento da distância à linha de fusão.

É importante seleccionar o intervalo de tempo de arrefecimento, isto é, a velocidade de arrefecimento de forma que as propriedades da zona de soldadura sejam adequadas às exigências da junta. Se os passes de soldadura arrefecem muito rapidamente (baixa entrega térmica ou baixa temperatura de pré-aquecimento), a resistência do metal depositado é consideravelmente maior que a do material de base, prejudicando a ductilidade da junta

soldada. Isto também aumenta o perigo de fissuração por libertação do hidrogénio no metal depositado e da ZAC.

Por outro lado, se, os passes de soldadura arrefecem muito lentamente (entrega térmica e temperatura pré-aquecimento), as propriedades de resistência do metal depositado são inferiores às do material de base.

O tempo óptimo de arrefecimento $t_{8/5}$ para os aços EHS 690 situa-se [36], basicamente, entre 10 e 25 s. Esses limites podem ser ampliados ou diminuídos, dependendo da técnica de soldadura em uso e do metal de adição. A relação entre $t_{8/5}$, os parâmetros de soldadura e a geometria de soldadura é descrita por um conjunto de equações e ábacos [37;38]. A figura 3.10 mostra a relação $\Delta t_{8/5}$ com a espessura da chapa.

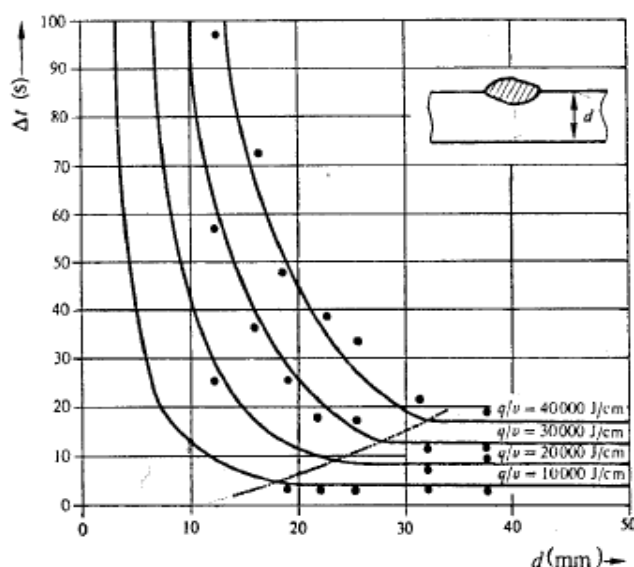


Figura 3.10: Relação $\Delta t_{8/5}$ com a espessura da chapa

A entrega térmica efectiva máxima recomendada e a temperatura mínima de pré-aquecimento e temperatura máxima de interpassos são ilustradas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Entrega térmica efectiva recomendada (KJ/mm) e temperatura de pré-aquecimento [37]

Espessura da chapa combinada (mm)	Entrega térmica (KJ/mm)	1)Min. Temperatura pré aquecimento (°C)	Max. Temperatura interpassos (°C)
< 15	0,5-1,2	20	200
15-24	0,7-1,7	20	200
25-35	1,0-2,2	20	225
36-45	1,3-3,0	50	225
46-55	0,8-3,5	85	225

1) O conteúdo de hidrogénio não deve exceder 5ml/100g de metal depositado.

A espessura da chapa mais fina de uma ligação de soldadura geralmente limita a entrega térmica. A entrega térmica é a energia de soldadura quando relacionada com o comprimento de cordão e pode ser calculada pela seguinte equação:

$$Q = \frac{\eta \cdot U \cdot I \cdot 60}{v \cdot 1000} \quad (4)$$

Q = Entrega térmica [KJ/mm]

U = Tensão [U]

η = Factor de eficiência do arco (rendimento do processo)

I = Intensidade de Corrente [A]

v = Velocidade de soldadura [mm/min]

O factor de eficiência depende do processo de soldadura e é ilustrado na Tabela 3.2

Tabela 3.2: Factor de eficiência	
Processo de soldadura	η Factor de eficiência de arco
Soldadura eléctrico manual	0,8
Soldadura Mig/Mag	0,8 - 0,9
Soldadura Mag c/fio fluxado	0,9
Soldadura por arco submerso	1

A distribuição de temperatura numa junta soldada é principalmente determinada pela entrega térmica, temperatura de preaquecimento, processo de soldadura e tipo e geometria da junta. O calor latente libertado durante as transformações de fases afecta minimamente a distribuição de temperatura. O campo de temperatura no banho de fusão é, governado pelas mesmas equações aplicadas ao metal sólido.

Rosenthal [39] foi o primeiro a estabelecer equações para o escoamento de calor em soldadura, assumindo os parâmetros físicos como densidade, calor específico condutividade térmica e coeficiente de transmissão de calor de superfície, invariantes com a temperatura [40]. As equações (5) para o escoamento bi-dimensional e a equação (6) para o escoamento tri-dimensional.

$$T - T_o = \frac{Q}{2\pi K l} e^{-v x / 2\alpha} Ko(VR / 2a) \quad (5)$$

$$T - T_o = \frac{Q}{2\pi K} e^{-vx/2\alpha} e^{\frac{-VR/2\alpha}{R}} \quad (6)$$

Onde: T é a temperatura (K) no ponto de coordenadas (x,R)

To, a temperatura inicial da chapa (K)

Q, a entrega térmica por unidade de tempo (W)

K, a condutividade térmica (Wm⁻¹K⁻¹)

Ko, uma função de Bessel de segunda espécie e ordem zero

α, a condutibilidade térmica (m²s⁻¹)

v, a velocidade de soldadura (m s⁻¹), t, o tempo (s)

R, a distância à fonte de calor (m)

X, a distância ao longo do eixo central, y, a distância ao eixo central (m).

Taxas de arrefecimento

Define-se uma espessura de transição, δ, pela equação 7 [39]:

$$\delta = t \sqrt{\frac{\rho \cdot c (T_c - T_o)}{E_{Tef}}} \quad (7)$$

Quando $\delta \geq 0,9$ o escoamento de calor é considerado 3D e a espessura forte, quando $\delta \leq 0,6$ o escoamento é bidimensional espessura fraca, sendo o valor $\delta = 0,75$ o valor limiar.

A velocidade de arrefecimento para $\delta \geq 0,75$ é dada pela equação (8):

$$R = \frac{2\pi K (T_c - T_o)}{E_{Tef}} \quad (8)$$

Analogamente, para $\delta \leq 0,75$ a velocidade de arrefecimento é calculada pela equação (9).

$$R = 2\pi k \rho c \left(\frac{t}{E_{Tef}} \right)^2 \cdot (T_c - T_o)^3 \quad (9)$$

Onde:

R – velocidade de arrefecimento (°C/s)

K – condutibilidade térmica (J/mm s °C)

T_c – temperatura crítica (°C)

A espessura combinada (E_c) é calculada através da seguinte equação:

$$E_c = \sum_{i=1}^n t_i \quad (10)$$

t_i – corresponde à espessura da estrutura de índice i , adjacente ao cordão de soldadura.

n – corresponde ao número de peças adjacentes ao cordão de soldadura.

A direcção do escoamento de calor depende de diversas variáveis: tipo de metal base, geometria da junta e da espessura da chapa.

Nas juntas de topo, t_1 é a espessura num comprimento de 75 mm a partir do centro do cordão (Figura 3.11). [9;11;13] A espessura combinada é utilizada para avaliar a dissipação de calor de uma junta para efeitos de determinação da taxa de arrefecimento.

Para cordões de canto iguais e directamente opostos em juntas em T é dado por:

$$E_c = \frac{1}{2}(t_1 + t_2 + t_3) \quad (11)$$

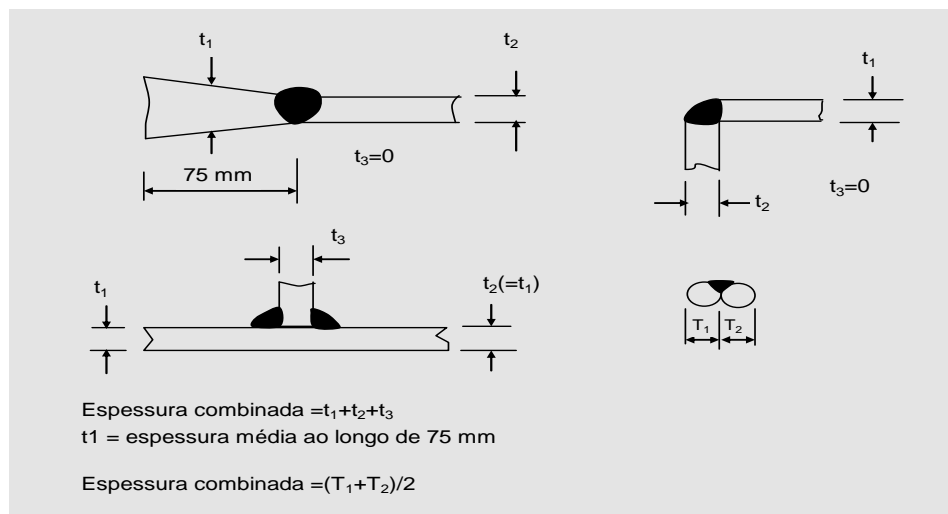


Figura 3.11: Exemplos para a determinação da espessura combinada

3.1.5. Prevenção da Fissuração a Frio

O risco do aparecimento de fendas provocadas pela libertação do hidrogénio pode ser minimizado por:

1- Controle da estrutura metalúrgica

O pré e pós-aquecimento e o aquecimento entre passagens destinam-se a diminuir a velocidade de arrefecimento de uma soldadura a fim de modificar a microestrutura, e

diminuir a dureza. Este tipo de tratamento facilita também a difusão de hidrogénio e ao mesmo tempo, diminui o nível e melhora a distribuição das tensões residuais.

2- Selecção adequada dos processos e procedimentos de soldadura

Como já foi referido na soldadura de materiais susceptíveis à fissuração a frio é de evitar o uso de materiais de adição de alto teor em hidrogénio, húmidos e secos, assim como de fluxos ou protecções gasosas contendo este elemento.

Eléctrodos de baixa resistência permitem diminuir o nível de tensões na ZAC e portanto, reduzir a susceptibilidade à fissuração a frio. O uso de materiais de adição austeníticos na soldadura de aços tratados termicamente e de alta resistência facilita a ocorrência deste tipo de fissuração, uma vez que a austenite dissolve bem o hidrogénio. Por outro lado, a boa ductilidade apresentada por estes materiais permite diminuir o nível de tensões residuais na ZAC. Contudo, convém reter que a selecção do material de adição é um compromisso entre a necessidade de obter uma boa resistência a baixo custo e uma boa soldabilidade.

3.2. Ensaios de Fissuração a Frio

Os ensaios para avaliar a sensibilidade à fissuração a frio de juntas soldadas podem ser classificados em: testes auto-restringidos; testes com restrição externa e testes com juntas simples. A tabela 3.3 resume os ensaios de fissuração citados na literatura [41-43].

Tabela 3.3: Testes de Fissuração

Testes auto-restringidos	Testes com restrição externa	Testes com juntas simples
Ensaio do cordão de soldadura circular	Ensaio de Implante	Teste "Nick-break"
Ensaio de Severidade Térmica Controlada (CTS).	Ensaio Vareststraint	Teste de Junta de Filete
Ensaio Tekken	Ensaio Murex	
Ensaio Cruciforme		
Ensaio Lehigh		
Ensaio Houldcroft		

▪ Ensaio CTS

Este ensaio foi concebido para avaliar a sensibilidade dos aços à fissuração pelo hidrogénio [44] em condições de arrefecimento que são controladas pela espessura das chapas usadas na montagem do corpo de prova e pelo número de caminhos disponíveis para o escoamento do calor de soldadura. O corpo de prova consiste em duas chapas, uma quadrada (chapa de topo, de espessura 4 mm) e outra rectangular (chapa de base, de espessura de 4 mm), unidas

por um parafuso de 12,5 mm de diâmetro (figura 3.12). Depositam-se dois cordões de soldadura no corpo de prova. Primeiro deposita-se o cordão de soldadura lado I mostrado na (figura 3.12). Depois deposita-se o cordão de soldadura lado II. A amostra arrefece até à temperatura ambiente após as soldaduras de Travamento e, passadas 48 horas após a soldadura [45], são retiradas quatro amostras metalográficas da secção transversal para análise das fissuras.

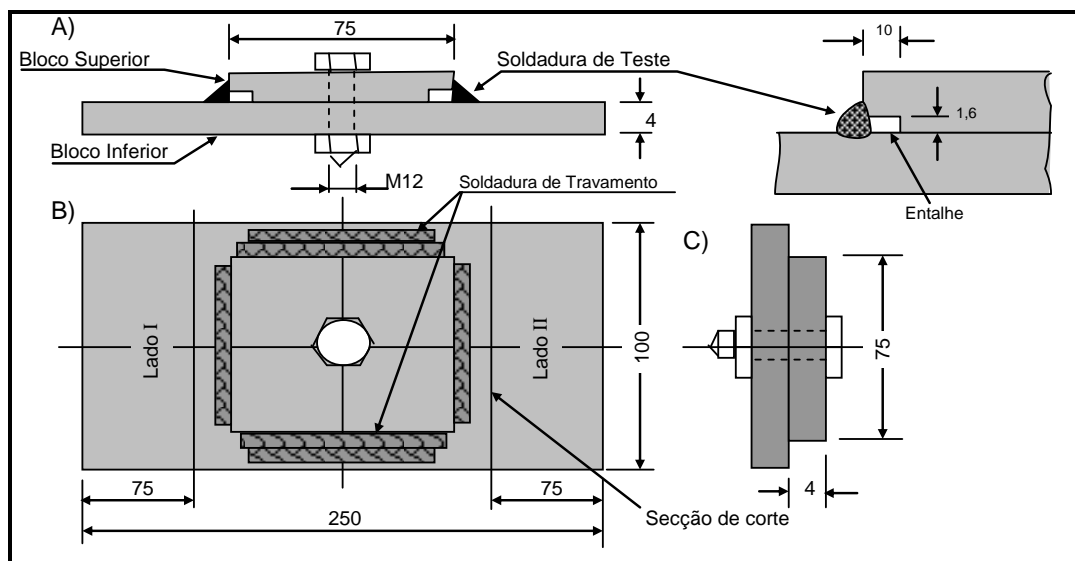


Figura 3.12: Ilustração esquemática do Teste CTS: A) Vista Frontal, B) Vista Superior, C) Vista Lateral

▪ Ensaio Tekken

O ensaio Tekken é o ensaio de auto-restrição mais utilizado internacionalmente para a avaliação da susceptibilidade à formação de fissuras a frio, tanto no Metal Depositado, como na Zona Afectada pelo Calor, sendo definido pela Norma Industrial Japonesa JIS – Z – 3158 e pela ISO 17642 [46-47]. A grande utilização deste ensaio reside na facilidade de realização, baixo custo, versatilidade e boa reprodutibilidade. É aplicado no estudo de fissuração a frio em aços estruturais e de alta resistência. Esta popularidade justifica-se por este ensaio ser considerado um dos mais sensíveis à fissuração pelo hidrogénio, por permitir a avaliação e medição dos resultados de uma forma relativamente simples e por apresentar uma razoável repetibilidade de resultados. O ensaio com Y oblíquo apresentado na figura 3.13 ilustra o corpo de prova usado no ensaio. A soldadura de teste (com um único passe) é realizada na parte central do corpo de prova com cerca de 80 mm. Decorrido um período de tempo após a soldadura, de 48 horas, são retiradas amostras metalográficas da secção

transversal da soldadura de teste e analisadas as fissuras [44;45]. As fissuras são observadas na raiz da soldadura, tanto na ZAC como na ZF.

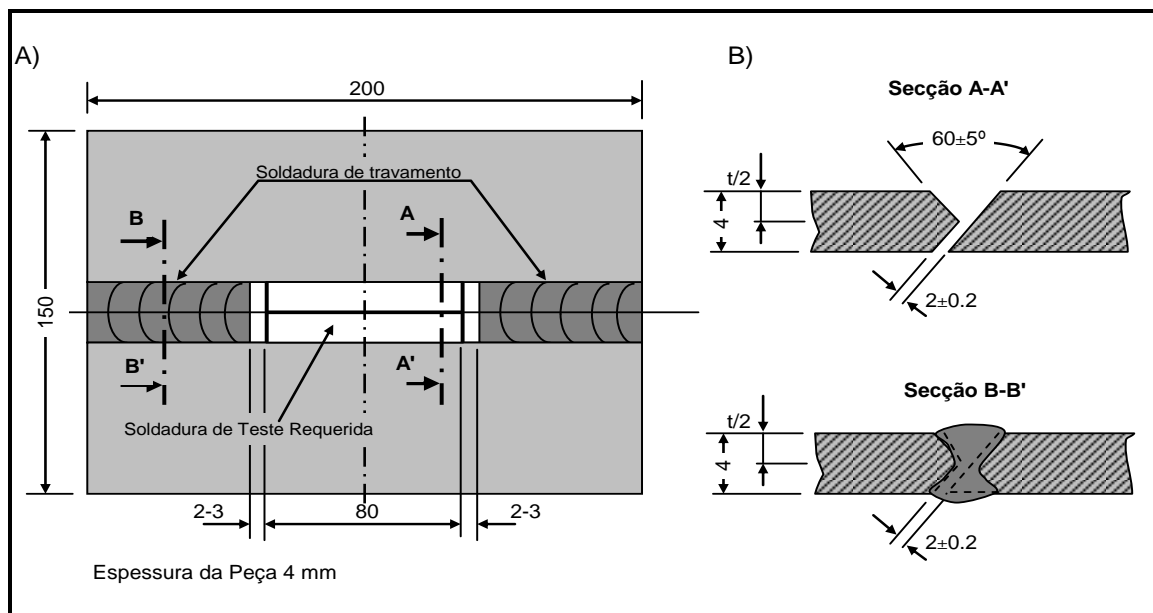


Figura 3.13: Ilustração Esquemática do Ensaio Tekken: A) Vista da Peça; B) Preparação de Soldadura de Teste e soldadura de travamento.

Conclusões:

Neste capítulo apresentou-se o estado da arte sobre a soldabilidade dos aços de alta resistência, origem e ensaios para avaliar a susceptibilidade à fissuração a frio que constitui o principal problema, a desenvolver nesta dissertação.

4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1. Materiais

Neste trabalho utilizou-se como material de base chapas de aço EHS690, em conformidade com EN 10137-2:1996 [48] em chapa de 4 mm de espessura em aço DILLIMAX 690T fornecido pela Dillinger Hütte GTS. Nas tabelas 4.1 e 4.2 encontram-se a composição química e as propriedades mecânicas conforme dados do fabricante.

Tabela 4.1: Composição química do aço DILLIMAX 690 conforme dados do fabricante (% em peso) [3]

DILLIMAX 690	C	Mn	Si	Cr	Mo	B	CE	PCM	CET
Espessuras ≤20 mm	0,16	1,35	0,3	0,55	0,22	0,002	0,54	0,29	0,34

Tabela 4.2: Propriedades mecânicas do aço DILLIMAX 690 conforme dados do fabricante [3]

	Limite Elástico MPa	Tensão de Ruptura MPa	Along. A5(%)	Ensaio de Impacto, Charpy-V (transversal)	
				Temp. Teste (°C)	Energia abs. (J)
DILLIMAX 690 t≤50 mm	690	770 - 940	14	0	50
				-20	40
				-40	30

Como material de adição foram utilizados os consumíveis: Eléctrodo revestido do tipo AWS A.5.5 E 11018M com 3,20 mm de diâmetro e o arame tubular do tipo AWS A5.28: E110C-G H4 com 1,2 mm de diâmetro (Metal Cored). A Tabela 4.3 apresenta a composição química do metal depositado pelos consumíveis conforme previsto pelos fabricantes, e a Tabela 4.4 os valores das propriedades mecânicas do metal depositado.

Tabela 4.3: Composição química do metal depositado conforme dados do fabricante em (% em peso)

Consumível	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V
E 11018M	0,10	1,70	0,60	0,03	0,03	0,50	2,00	0,35	
E 110C-G H4	0,057	1,675	0,537	0,015	0,006	0,355	2,121	0,405	0,008

Tabela 4.4: Propriedades mecânicas do metal depositado dados do fabricante

Consumível	Tratamento Térmico	Limite Elástico MPa	Tensão de Ruptura MPa	Along. A5(%)	Resiliência ISO - V (J) -40 °C
E 11018M	Como soldado	690	760	20	50
E 110C-G	PWHT 580 °C x 2h	≥690	760-850	≥15	≥47
E 110C-G	Como soldado	≥690	760-850	≥15	≥47

4.2. Corte Térmico

Os ensaios de corte foram realizados por três entidades: Os Estaleiros Navais de Flensburger Schiffbau Gesellschaft mbh&Co.Kg na Alemanha (FSG) realizaram os cortes por plasma com oxigênio, plasma debaixo de água e plasma com ar; e no Estaleiro da Blohm + Voss (B+V) na Alemanha, foi ensaiado o corte por laser e na Technical University Hamburg-Harburg (TUHH) na Alemanha foi analisada a qualidade da superfície e a dureza do corte por plasma com oxigênio debaixo de água.

4.2.1. Preparação das Amostras

Das chapas fornecidas pelo fabricante com e sem revestimento primário foram retiradas amostras para o estudo do corte e para soldadura. A figura 3.1 ilustra a forma dos provetes para o corte.

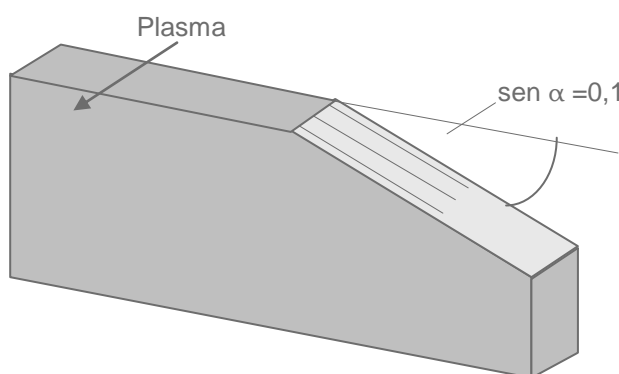


Figura 4.1: Preparação do provete para corte

4.2.2. Ensaios de Corte

Os parâmetros do processo de corte que produziram melhores resultados em FSG foram:

- Plasma com oxigênio: velocidade de corte máxima. 450 mm/min, com uma pressão de oxigênio de corte de 5 bar.
- Plasma debaixo de água: a velocidade de corte 4000 mm/min, para a chapa 4 mm e 1000 mm/min, para a chapa 10 mm. Pressão do Argón 10 bar, pressão do nitrogénio 7 bar.
- Plasma com ar: velocidade de corte máxima 2800 mm/ min bico L2XL Kjellberg, U-Arco 150V, I-Arco 250 A, a pressão do ar 6 bar, pressão de oxigênio 8 bar.

Os parâmetros de corte usados para corte por laser na B+V foram: velocidade de corte máxima. 2500 mm/min, o gás de corte foi nitrogénio.

A fim de investigar as superfícies de corte e a dureza, a TUHH (Technical University Hamburg-Harburg) preparou um conjunto de amostras, com a geometria ilustrada na figura

4.1. No caso do processo de corte por plasma com oxigênio e plasma debaixo de água, os resultados do corte do aço EHS690 não diferiram do corte dos aços ordinários usados na construção naval.

No entanto, o processo de corte com arco por plasma de ar causou sérios problemas devido à insuficiente remoção da escória. A escória não saiu com o sopro do arco mas ficou retida no bordo inferior da superfície cortada. Isto requer um árduo trabalho manual para remover a escória e, se na prática esta permanecesse nos aços convencionais usados na construção naval, isto seria, sem dúvida, motivo para excluir este método da prática de corte do aço EHS690. O problema foi resolvido por um rearranjo dos parâmetros do processo principal (variação de velocidade de 600 para 1200 mm/min, composição do ar, pressão do gás). Finalmente, os parâmetros do processo como descrito acima deram resultados estáveis e suficientes. É interessante, que esses parâmetros também estão aptos para construção de aço convencional.

A investigação para a avaliação da rugosidade das faces de corte, foi feita de acordo com o estabelecido na norma ISO 9013:2002 o valor usado foi R_{y5} . O valor foi determinado com o equipamento de medição tipo MITUTOYO Surtes 301.

4.3. Procedimento de Soldadura

4.3.1. Preparação de Soldadura para os Ensaios Mecânicos e Fadiga

As juntas foram preparadas a partir das chapas conforme se apresenta na figura 4.2 utilizaram-se duas geometrias: com chanfro em V com um ângulo de 50° e talão de 1 mm e sem chanfro (bordos rectos) com cobrejunta cerâmica.

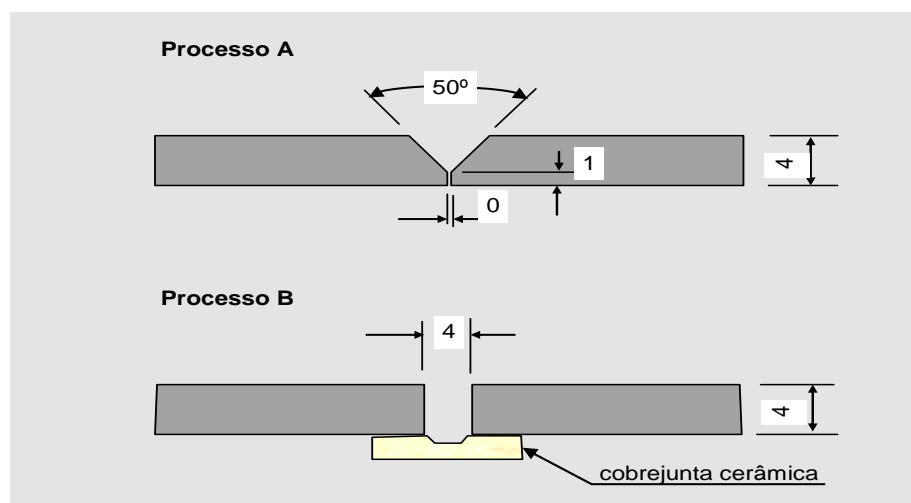


Figura 4.2: Detalhes da geometria das juntas utilizadas nos ensaios

Os provetes foram cortados na guilhotina e os chanfros executados por limagem manual com rebarbadora.

Para evitar o empeno durante a soldadura, colocaram-se reforços longitudinais e transversais de acordo com a figura 4.3.

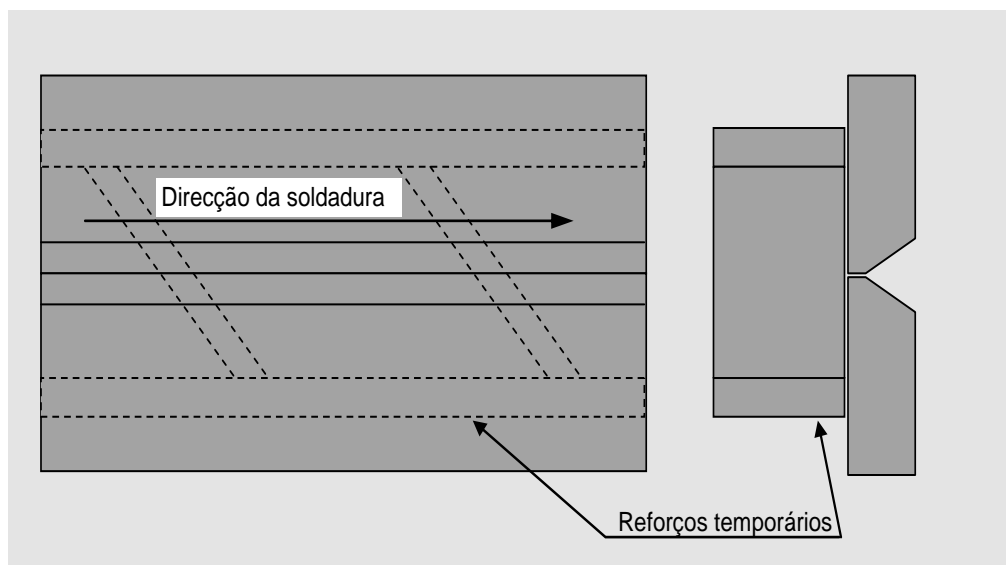


Figura 4.3: Reforços temporários para evitar a deformação durante a soldadura

Depois da execução da soldadura os reforços foram removidos, as superfícies limadas e feito um ensaio com partículas magnéticas para identificação de defeitos superficiais.

4.3.1.1. Determinação da Temperatura de Pré-Aquecimento

Um método simples para determinar a necessidade de pré-aquecimento de uma soldadura é o do carbono equivalente (C_{eq}). A temperabilidade de um aço está relacionada com o seu teor de carbono acrescido dos teores de alguns elementos de liga.

Quanto maior for o carbono equivalente maior a temperatura de pré-aquecimento requerida. Outros factores importantes para se determinar a temperatura de pré-aquecimento são a espessura e o tamanho do componente. A temperatura de pré-aquecimento aumenta com o tamanho e a espessura do componente.

O carbono equivalente (C_{eq}), é uma indicação da temperabilidade, pode ser calculado pela seguinte equação de acordo com International Institute of Welding (IIW) [32]:

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} \quad (3)$$

A espessura do metal de base pode tornar necessário o pré-aquecimento mesmo para aços de baixo carbono. Existem vários métodos para calcular a temperatura de pré-aquecimento considerando também a espessura, sendo as seguintes equações as mais usuais [49].

$$\text{Temperatura de pré-aquecimento (}^{\circ}\text{C)} = 350 \times \sqrt{C_{eqtotal} - 0,25} \quad (12)$$

onde:

$$C_{eqtotal} = C_{eq} [1 + 0,005 \times \text{espessura(mm)}] \quad (13)$$

Os resultados do pré-aquecimento para o aço em estudo são os indicados na tabela 4.5:

Tabela 4.5: Resultados do cálculo da temperatura de pré-aquecimento para a soldadura do aço em estudo

	C_{eq}	$C_{eqtotal}$	Temperatura de Pré-aquecimento
C_{eq}	0,420	0,4280	147 °C

As temperaturas de pré-aquecimento recomendadas pelo fabricante para os aços Dillimax 690 são as ilustradas nos ábacos da figura 4.4 [3] que variam entre 25 a 220 °C para a espessura do aço em estudo.

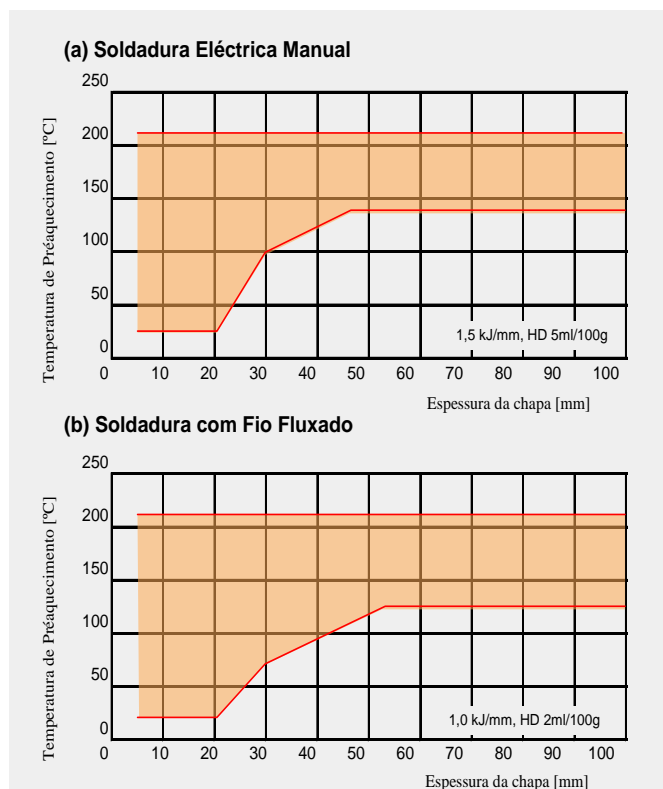


Figura 4.4: Temperaturas de pré-aquecimento recomendadas para os aços Dillimax 690 em relação à espessura da chapa.

4.3.1.2. Execução da Soldadura

As soldaduras foram realizadas pelos processos SMAW (Figura 4.5) e FCAW (Figura 4.6) com preparações iguais. A soldadura eléctrica manual foi realizada com um eléctrodo de 3,20 mm de diâmetro. A soldadura com fio fluxado foi automatizada usando o processo FCAW com intensidade de corrente constante e arame fluxado (metal cored) de 1,2 mm de diâmetro. Os consumíveis são os descritos na Tabela 4.3 e 4.4.

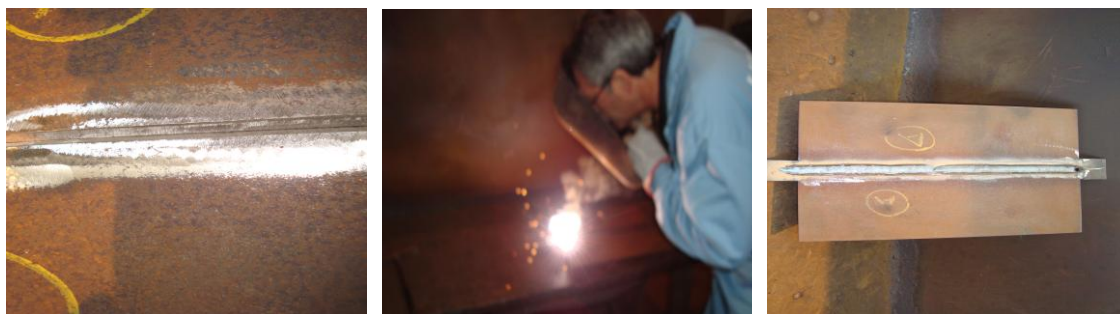


Figura 4.5: Soldadura eléctrica manual com eléctrodo revestido.



Figura 4.6: Soldadura com arame fluxado automatizada

Os mesmos processos e consumíveis foram utilizados para a pingagem das chapas. As soldaduras foram executadas na posição ao baixo (PA) para todos os provetes. Para prevenir os defeitos de início e fim dos cordões usaram-se chapas sacrificadas.

Equipamento de Soldadura – o equipamento de soldadura usado para o processo SMAW foi uma máquina KEMPPI PRO 5000. Para a soldadura FCAW foi uma KEMPPI PROMIG 500 com arco pulsado.

Características Principais do Equipamento:

Fonte de Energia: PRO 5000

Gama de corrente de soldadura		Ciclo de trabalho	Tensão de alimentação
MMA (A)	10 - 500	60% (A/V) 500A/40,0V	50 - 60 Hz
MIG (V)	10 - 45	100% (A/V) 390A/35,6V	Potência (kVA) – 20,2

Desbobinador: PROMIG 500

	Ciclo de trabalho		Arames
Tensão alim. (VDC)-50	60% (A)	500	Fio fluxado (diâm. Mm) 0,8 – 2,4
Potência (W) - 100	100% (A)	390	Velocidade de arame (m/min) 0 -18 / 0-25

4.3.1.3. Parâmetros de Soldadura

A tabela 4.6 apresenta os parâmetros de soldadura usados para a soldadura de chapa com chanfro, para os ensaios mecânicos e metalográficos.

Tabela 4.6: Parâmetros de soldadura usados na chapa com chanfro

Cordões de Soldadura	Metal de Adição		Corrente		Tensão (V)	Veloc. Soldadura (mm/min)	Entrega Térmica (kJ/mm)
	Class	Ø (mm)	Polaridade	I (A)			
1 (Face)	E110C-G	1,2	+	229	23,6	400,3	0,73
2 (Raiz)	E110C-G	1,2	+	229	23,6	403,1	0,72
1 (Face)	E 11018M	3,2	+	120	23,8	148,8	0,92
2 (Raiz)	E 11018M	3,2	+	120	23,8	148,8	0,92

Na tabela 4.7 mostram-se os parâmetros de soldadura usados na chapa sem chanfro e com cobrejunta.

Tabela 4.7: Parâmetros de soldadura usados na chapa sem chanfro com cobrejunta

Cordões de Soldadura	Metal de Adição		Corrente		Tensão (V)	Veloc. Soldadura (mm/min)	Entrega Térmica (kJ/mm)
	Class	Ø (mm)	Polaridade	I (A)			
1 (Face)	AWS A5.28 E110C-G	1,2	+	229	23,6	315,7	0,92

Ensaios Não Destrutivos

As soldaduras foram examinadas a 100% por Radiografia e por Partículas Magnéticas. Não tendo sido detectado defeitos inaceitáveis, de acordo com os critérios de aceitação segundo a norma ASME – SC. I : 2007 e ASME – SC.VIII :2007, são considerados defeitos inaceitáveis os seguintes:

- Fissuras, faltas de fusão e faltas de penetração.
- Inclusões de escória alongadas
- Inclusões de escória alinhadas
- Indicações arredondadas

4.4. Ensaio de Fissuração a Frio

Os ensaios de fissuração a frio realizados foram os ensaios:

- CTS - Severidade Térmica Controlada.
- Tekken.

Estes dois ensaios foram escolhidos por se tratar de soldadura de chapas finas, com 4 mm de espessura de acordo com a norma ISO 17639 [50].

4.4.1. Preparação de Soldadura para os Ensaio de Fissuração a Frio

As chapas foram preparadas de acordo com as dimensões e características da geometria das juntas ilustradas na figura 3.12 e 3.13, e apresentadas na figura 4.7.

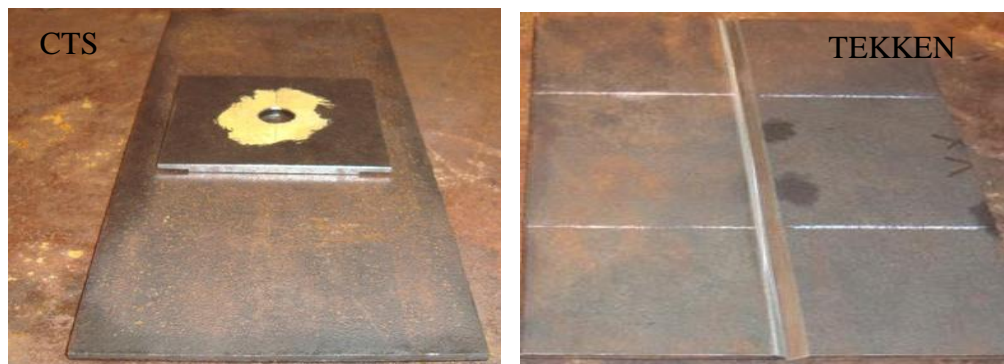


Figura 4.7: Corpos de prova para os ensaios CTS

4.4.1.1. Execução da Soldadura

As soldaduras foram executadas pelos processos SMAW e FCAW com os consumíveis anteriormente referidos. A soldadura foi realizada na posição ao baixo (PA) (figura 4.8).



Figura 4.8: Posição de soldadura do corpo de prova

4.4.1.2. Parâmetros de Soldadura

Os parâmetros de soldadura usados na soldadura dos provetes para os ensaios de fissuração a frio, pelos processos SMAW e FCAW foram os descritos nas tabelas 4.8 e 4.9.

A entrega térmica foi calculada através da seguinte equação:

$$Q = \frac{\eta \cdot U \cdot I \cdot 60}{v \cdot 1000} \quad (4)$$

Tabela 4.8: Parâmetros de soldadura usados nos ensaios CTS.

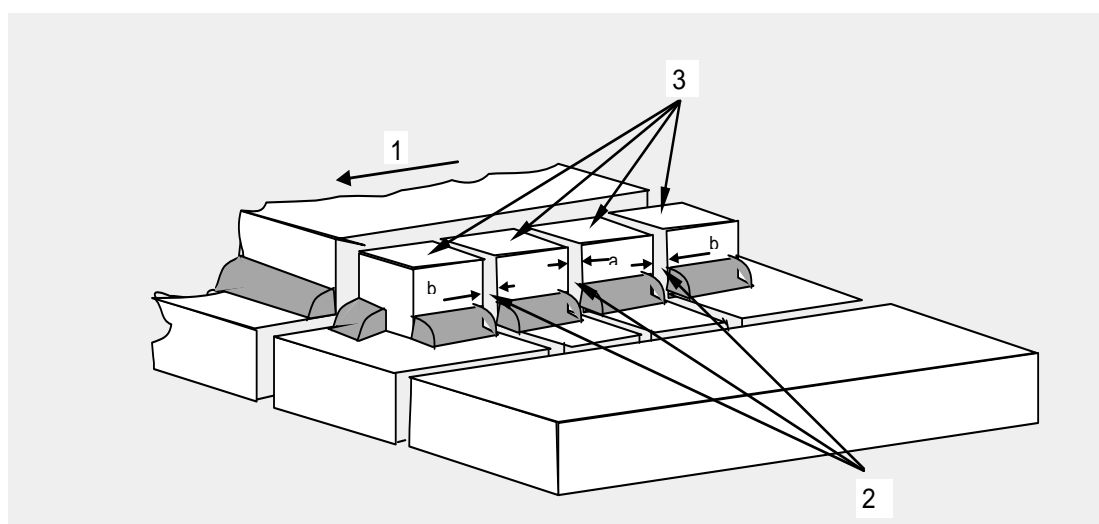
Processo	Metal de Adição		Corrente		Tensão (V)	Vel. Sold. (mm/min)	η	Entrega Térmica (KJ/mm)
	Consumível	ϕ (mm)	Polaridade	I (A)				
SMAW	E 11018M	3,20	+	100	23,3	159,9	0,8	0,56
FCAW	E 110C-G H4	1,2	+	125	19,8	253,1	0,9	0,53

Tabela 4.9: Parâmetros de soldadura usados nos ensaios Tekken

Processo Soldadura	Metal de Adição		Corrente		Tensão (V)	Vel. Sold. (mm/min)	η	Entrega Térmica (KJ/mm)
	Consumível	ϕ (mm)	Polaridade	I (A)				
SMAW	E 11018M	3,2	+	93	23,8	292,5	0,8	0,36
FCAW	E 110C-G H4	1,2	+	130	21,2	439,5	0,9	0,34

4.4.1.3. Preparação das Amostras para Análise Metalográfica

Para a análise metalográfica o provete de ensaio é cortado em amostras de dimensão igual de acordo com a norma ISO 17639 [45]. São analisadas, todas as superfícies tal como ilustrado nas Figuras 4.9 e 4.10. para os ensaios CTS.



Legenda

- 1 Direção da soldadura
- 2 Indicação das faces a polir para pesquisa de fissuras
- 3 Amostras para ensaio
- a,b Faces polidas e examinação de fissuras

Figura 4.9: Seccionamento das amostras para o ensaio CTS

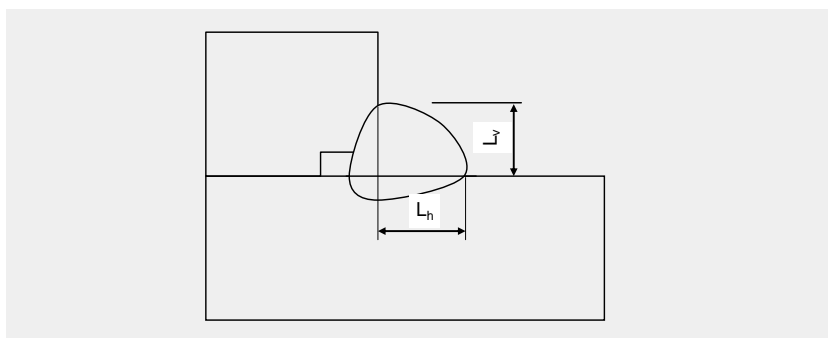


Figura 4.10: Medição do comprimento (Leg length)

Para o ensaio Tekken, depois de verificada e analisada a superfície da soldadura por ensaio de líquidos penetrantes, as amostras para o exame metalográfico foram cortadas em 6 partes iguais na direcção transversal em relação ao comprimento do cordão de teste, de acordo com a ISO 17642, como ilustrado na figura 4.11.

De acordo com o processo de soldadura usado as amostras foram cortadas como mostram as figuras 4.11a ou 4.11b.

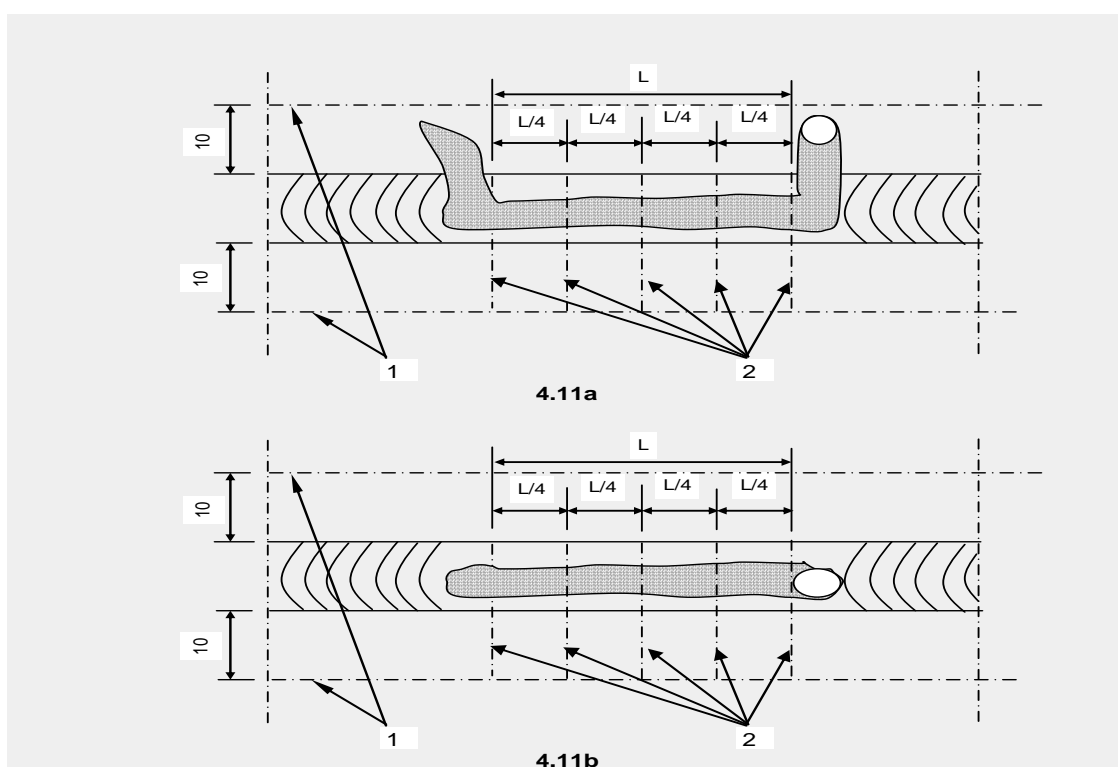


Figura 4.11: Posição das amostras para examinação

4.4.1.4. Preparação e Medição

Foram extraídas amostras para metalografia localizadas como se ilustra nas figuras 4.10 e 4.12, polidas e contrastadas com nital a 2% e observadas em microscópio óptico com ampliações de 50 e 200 vezes de acordo com a norma ISO 17639 [50].

Para aceitação dos ensaios CTS, os comprimentos das fissuras têm de estar relacionado com a média aritmética do comprimento dos catetos de soldadura.

Para a determinação do rácio da secção das fissuras no ensaio Tekken, é medida a altura da fissura a partir da raiz do cordão, e a espessura mínima do cordão de ensaio. O cálculo do rácio da secção da fissura é dado pela seguinte equação:

$$C_s = \frac{H_c}{H} \times 100 \quad (14)$$

Onde: C_s é o rácio da respectiva secção da fissura (%);
 H é a espessura mínima (mm) do cordão de teste mostrado na figura 4.12;
 H_c é a altura (mm) da fissura da raiz do cordão mostrado na figura 4.12.

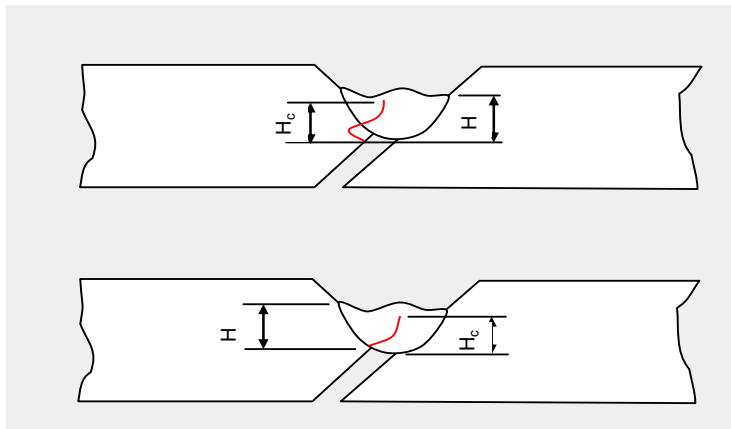


Figura 4.12: Procedimento de medição

4.4.1.5. Ensaio de Dureza

Uma das faces centrais de cada amostra soldada dos ensaios CTS e Tekken foi sujeita a ensaios de dureza Vickers de acordo com a norma ISO 9015-1:2001, com cargas de 10 Kg (HV10). A posição das impressões de dureza é ilustrada na figura 4.13.

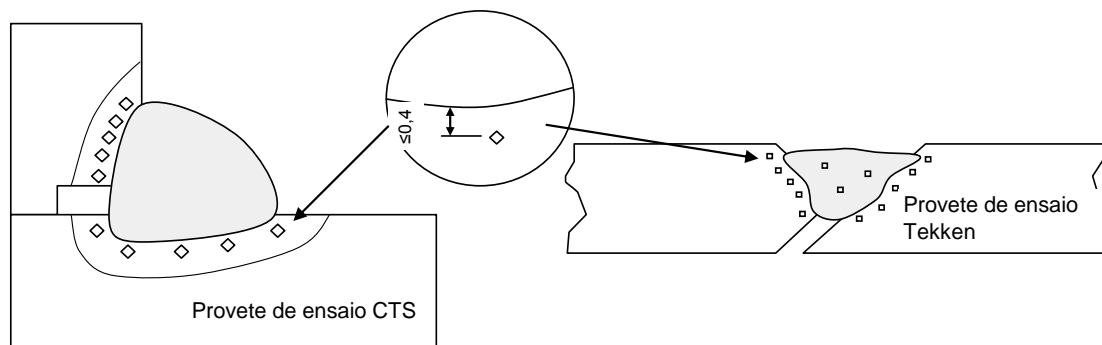


Figura 4.13: Posição das impressões do teste de dureza

4.5. Ensaios Mecânicos e Metalográficos

Para os ensaios mecânicos e metalográficos os provetes foram retirados transversalmente ao cordão de soldadura, ensaios de tracção, impacto Charpy-V, dureza e metalográficos. Os ensaios de dureza foram executados, com os provetes retirados transversalmente ao cordão de soldadura. Realizou-se a análise metalográfica dos metais depositados, consistindo de macrografia e microscopia óptica. As amostras foram preparadas, lixadas e polidas, seguido de ataque químico com reagente nital 2 %. Foram avaliadas as microestruturas, nas regiões colunares e nas zonas afectadas pelo calor.

4.6. Ensaios de Tracção

Os ensaios de tracção à junta soldada foram realizados de acordo com a norma EN 895/ISO 4136:2001 e utilizados dois provetes para cada processo de soldadura. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente.

4.7. Ensaios de Impacto Charpy-V

Os ensaios de impacto Charpy-V à junta soldada foram realizados de acordo com a norma ASTM A370: 2009 [51].

Os ensaios de impacto Charpy-V foram realizados à temperatura de -40°C, em provetes reduzidos (10 x 2,5 x 55 mm) e retirados transversalmente ao cordão de soldadura. Os entalhes foram posicionados ao centro do cordão de soldadura, na linha de fusão e no metal base. Ainda de acordo com a norma, o valor médio de três provetes deve cumprir com as médias exigidas que são 30J a - 40°C para provetes de dimensões de 10 x 10 mm. Apenas um valor individual pode ser inferior à média necessária e não deve ser inferior a 70% da média exigida.

Quando se utilizam provetes de dimensões reduzidas de (10x2,5x55 mm) de acordo com a norma, o valor de energia modificada deverá ser metade ($E/2$) da energia requerida para provetes de dimensões de (10 x 10 x 55 mm).

4.8. Ensaios de Fadiga

Os ensaios de fadiga consistiram em dois tipos de testes, para as chapas de 4 mm.

- Ensaios de fadiga aos provetes obtidos pelos diferentes processos de corte.
- Ensaios de fadiga aos provetes obtidos das soldaduras topo a topo.

As soldaduras para os provetes dos ensaios de fadiga em chapa de 4 mm de espessura foram executadas por dois Estaleiros diferentes; pela Lisnave e Flensburger Schiffbau-Gesellschaft (FSG).

Método de ensaio: O intervalo de tensões para $N = 2 \cdot 10^6$ ciclos (classe FAT) foi determinada para um pequeno número de provetes na base do conceito de tensão nominal. Os ensaios de pré-carga e ensaios de fadiga com cargas de amplitude variável (distribuição de longo prazo) foram realizados com as chapas de 4 mm de espessura.

Condições de ensaio de fadiga: Os ensaios foram realizados num pulsador vibracional horizontal de 200 kN, fabricado por Schenck, Darmstadt.

Geometria dos provetes obtidos pelos diferentes processos de corte para ensaio de fadiga.

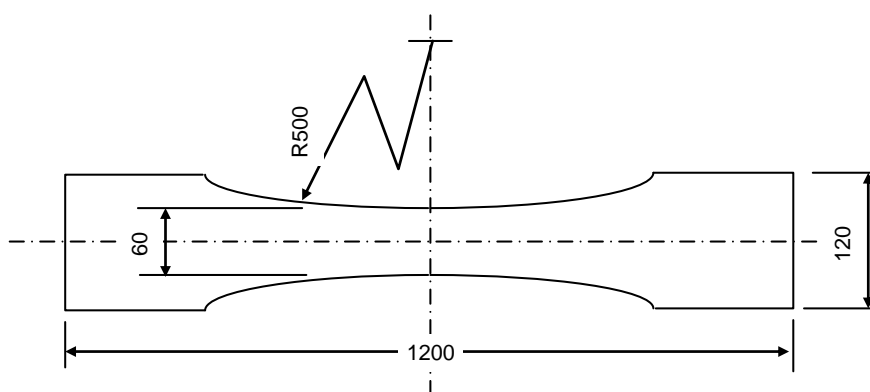


Figura 4.14: Proвете para ensaio de fadiga sem as arestas vivas do corte térmico

Geometria e dimensões dos provetes obtidos por soldadura topo a topo para ensaio de fadiga

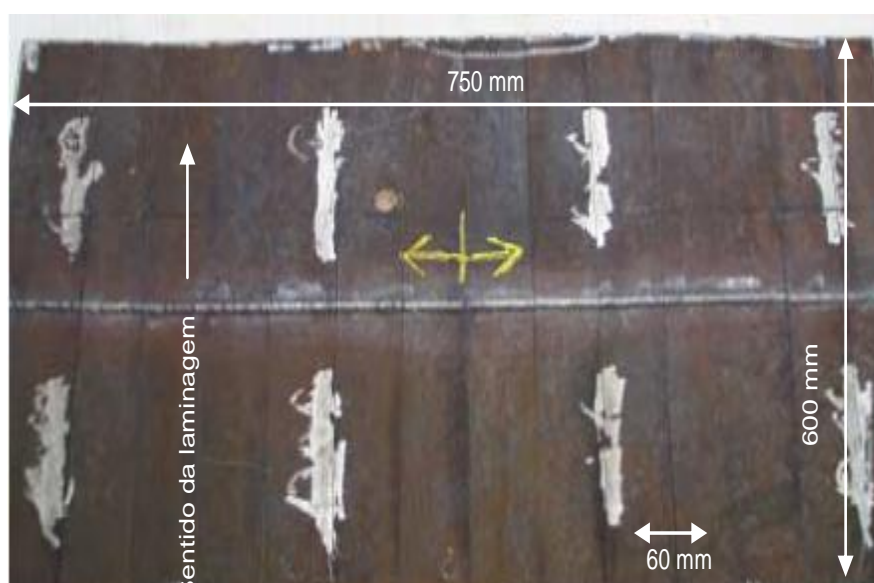


Figura 4.15: Dimensões dos provetes soldados para ensaio de fadiga

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os ensaios de corte térmico e de fadiga foram realizados na Alemanha pela Technical University of Hamburg-Harburg (TUHH), e os corpos de prova foram fabricados pelos seguintes Estaleiros: Lisnave; Flensburger Schiffbau-Gesellschaft (FSG); Royal Schelde (RS) e Blohm + Voss (B+V) [51].

5.1. Corte Térmico

O corte térmico foi testado por três processos diferentes; plasma com ar; plasma debaixo de água e oxi-corte.

5.1.1. Medição da Rugosidade

Os resultados dessas medições são mostrados na Figura 5.1. A rugosidade foi observada na aresta do lado oposto ao feixe concentrado de plasma (o terço inferior da face de corte) que foi aqui avaliada.

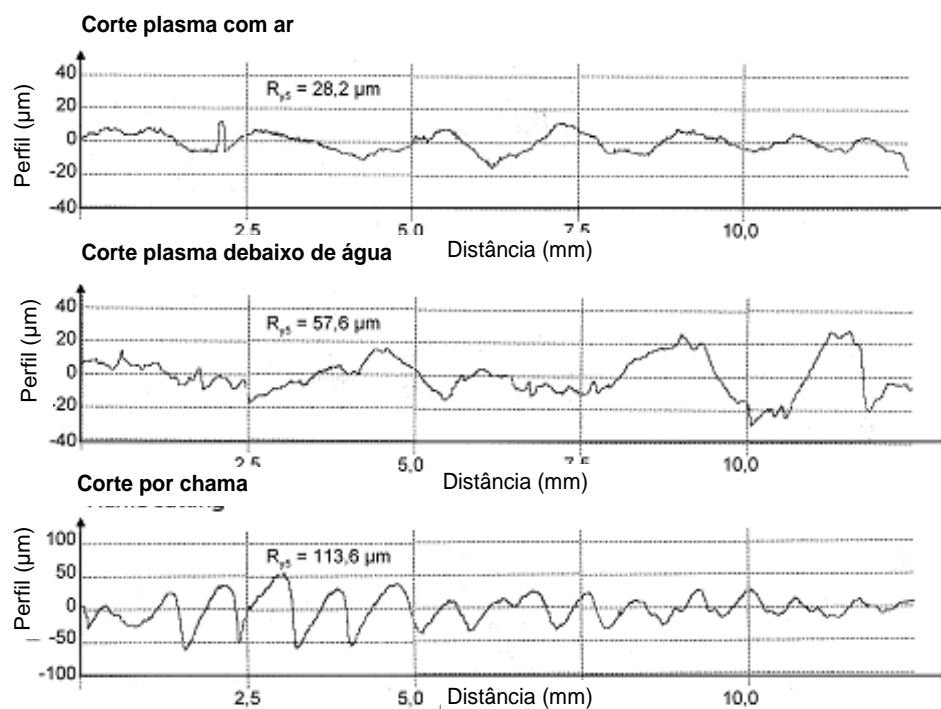


Figura 5.1: Medições da rugosidade na face cortada dos diferentes processos de corte

A superfície mais lisa é produzida pelo corte plasma a ar com $R_{y5} = 28,5 \mu\text{m}$, seguido do corte a plasma debaixo de água com $R_{y5} = 57,6 \mu\text{m}$ e o oxi-corte com $R_{y5} = 113,9 \mu\text{m}$.

5.1.2. Medição da Dureza

Os vários métodos de corte mostram durezas diferentes na análise macrográfica feita na ZAC da amostra ilustrada na figura 5.2.

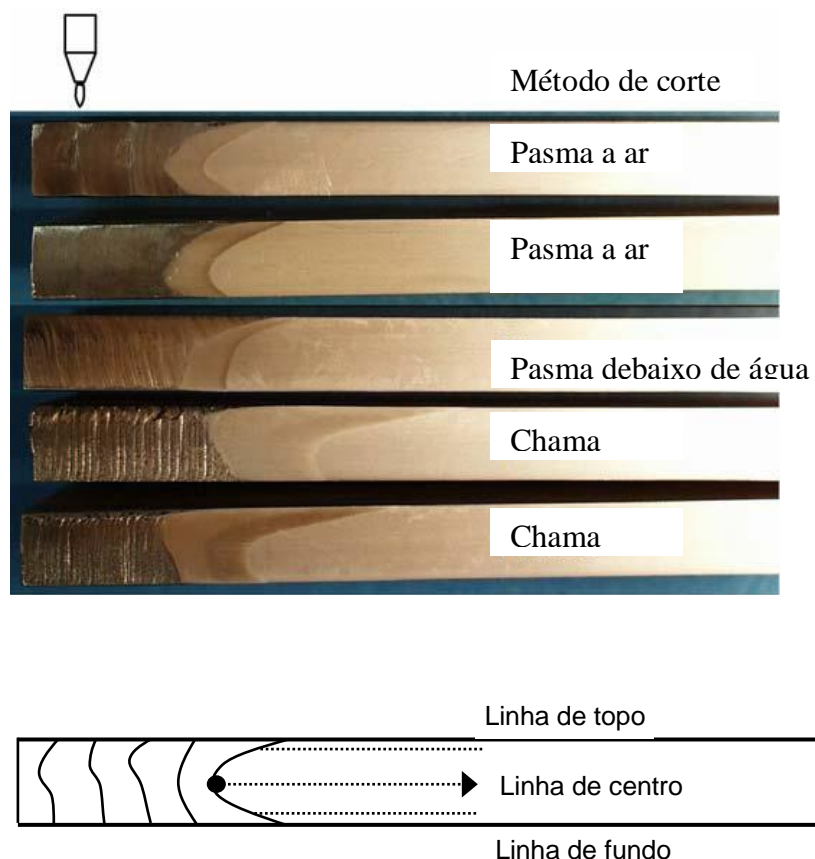


Figura 5.2: Exame macrográfico dos três processos de corte

Os resultados das durezas são apresentados na figura 5.3.

A influência da largura ZAC do processo por oxi-corte em relação ao processo de corte por plasma é claramente visível. O corte por plasma debaixo de água e o oxi-corte originam maiores valores da dureza na face posterior. Contrariamente, a dureza é menor no caso do corte com plasma a ar e quase igual no lado superior e no lado inferior. A diferença da dureza entre o lado superior e o lado inferior é mais alta no caso do oxi-corte.

O aumento de dureza no caso do corte por plasma debaixo de água é originado pelo aumento da velocidade de arrefecimento, no processo por oxi-corte verifica-se um aumento de dureza na face posterior relativamente a face anterior pela mesma razão, devido ao aumento da velocidade de arrefecimento provocado pela maior dissipação de calor. Quanto ao corte por plasma com ar apresenta valores intermédios relativamente aos outros dois

processos, originando valores de dureza mais elevados a meio da espessura devido ao escoamento de calor, originando uma velocidade de arrefecimento maior.

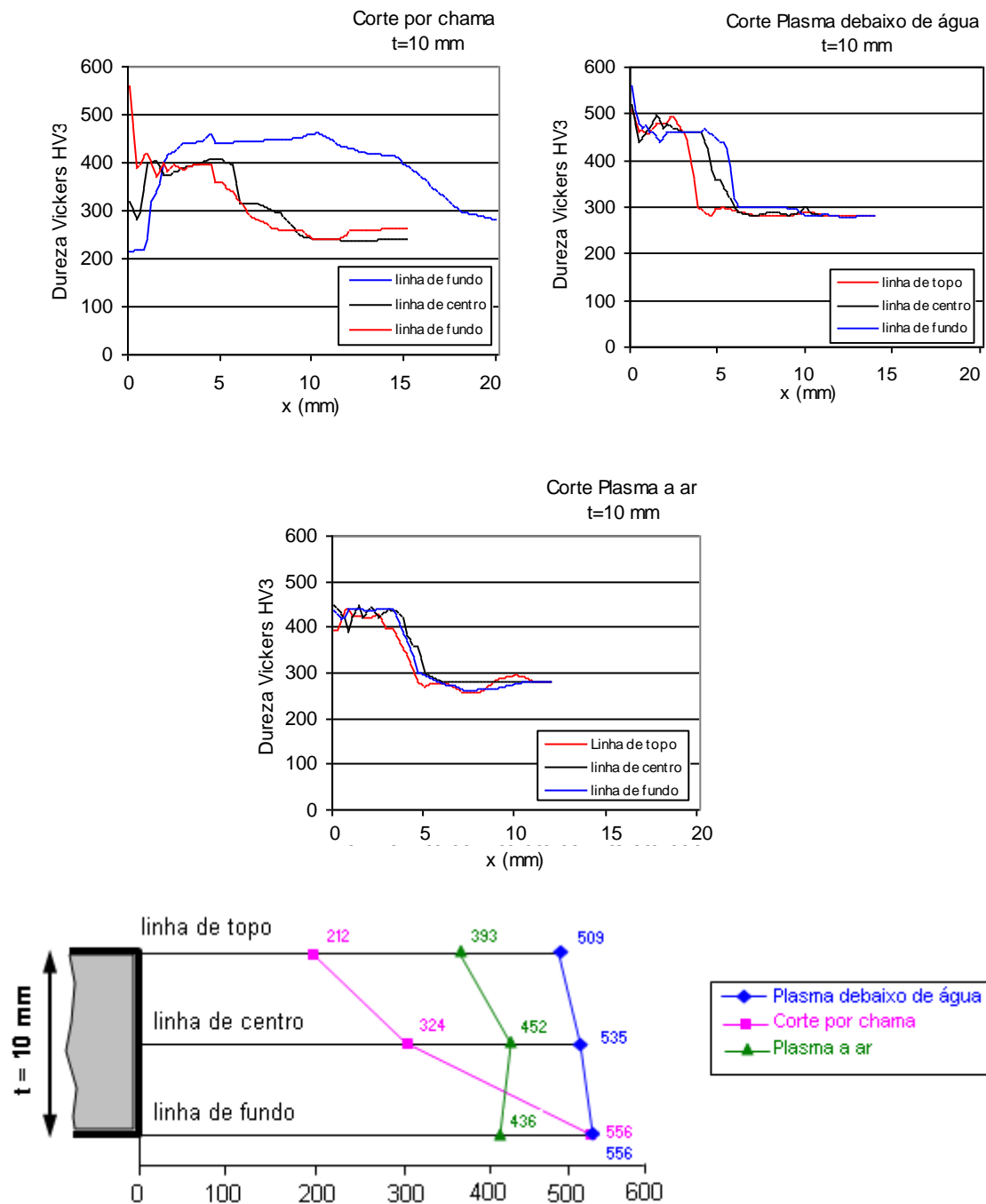


Figura 5.3: Dureza Vickers HV3 na superfície cortada.

Da análise feita aos diferentes processos de corte pode-se concluir que o corte com plasma a ar é o que apresenta a melhor superfície de corte e valores de dureza mais homogêneos ao longo da espessura.

5.2. Soldadura do Aço EHS 690

As soldaduras deste aço foram realizadas tal como descrito no procedimento experimental com dois tipos de preparação: chanfro em V e bordos rectos com cobrejunta, pelos processos manual com eléctrodo revestido e fio fluxado com os parâmetros apresentados nas Tabelas 4.6 e 4.7.

5.2.1. Comparação de Custos das Preparações de Soldadura

Das experiências de soldadura realizadas, podemos concluir relativamente à preparação, soldadura e aspectos económicos aos dois processos A e B o seguinte:

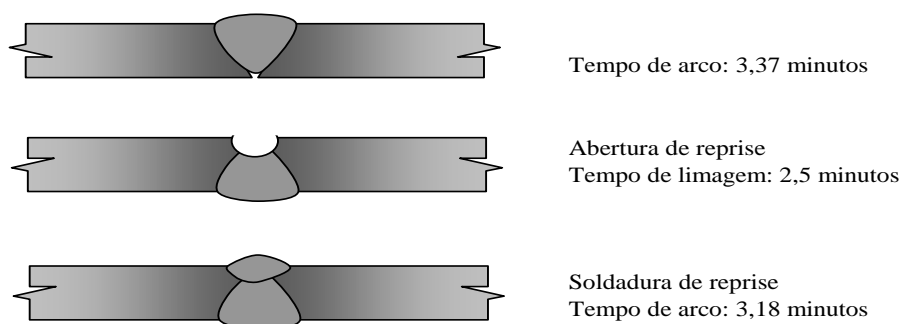
Preparação dos provetes – não foram encontradas diferenças na preparação dos provetes quando comparado com o aço normal usado na construção naval.

Soldadura – todos os provetes foram soldados com a mesma intensidade e tensão. Os cordões de soldadura mostram um acabamento regular e bom.

Aspectos Económicos – os provetes usados neste estudo foram fabricados usando o Processo - A com soldadura topo a topo com chanfro em V.

Os provetes Processo – B foram soldados para comparação dos tempos de arco consumidos, e os resultados obtidos, usando os parâmetros indicados nas Tabela 4.6 e 4.7 e foram os seguintes:

Processo - A



Processo - B

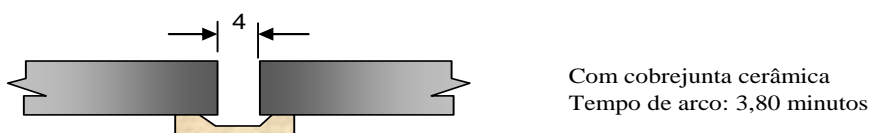


Figura: 5.4: – Tempos de arco na soldadura dos Processos “A” e “B”

A preparação e a soldadura topo a topo com chanfro em V consomem muito mais tempo do que as soldaduras topo a topo com cobrejunta cerâmica.

Para a análise comparativa aos dois processos testados; soldadura topo a topo com chanfro em V e soldadura topo a topo sem chanfro com cobrejunta cerâmica, soldadas pelo processo fio fluxado, tomou-se para o cálculo os seguintes parâmetros:

- O corte das chapas (guilhotina)
- Preparação dos chanfros (por esmerilagem manual)
- Tempo de arco da soldadura
- Abertura de reprise (por esmerilagem manual)
- Tempo de arco da soldadura da reprise
- Colocação da cobrejunta cerâmica
- Remoção da cobrejunta cerâmica
- Tempo morto (regulação do equipamento de soldadura, limpeza da soldadura, tempo de movimentação das chapas etc.,)

Os tempos gastos na soldadura de topo a topo com chanfro em V, e soldadura topo a topo sem chanfro com cobrejunta cerâmica, estão ilustrados na figura 5.5.

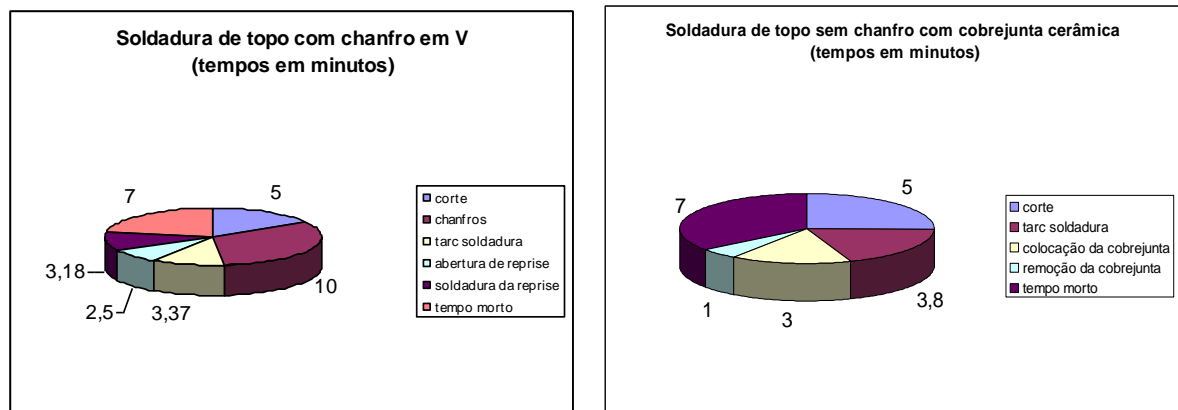


Figura 5.5: Distribuição dos tempos gastos pelos diversos parâmetros da execução das soldaduras

Pela análise dos gráficos podemos concluir que, o tempo gasto na soldadura de topo com chanfro em V é superior em cerca de 1,5 vezes ao tempo gasto na soldadura de topo sem chanfro com cobrejunta cerâmica.

Para o cálculo de custos envolvidos em cada tipo de preparação testado entrou-se em consideração com os seguintes parâmetros:

- Valor hora do soldador
- Custo do arame de soldadura
- Custo do gás de protecção
- Custo da cobrejunta cerâmica

Foram excluídos dos cálculos a amortização do equipamento e os custos de energia eléctrica.

Os custos para cada tipo de preparação usados neste estudo estão ilustrados na figura 5.6.

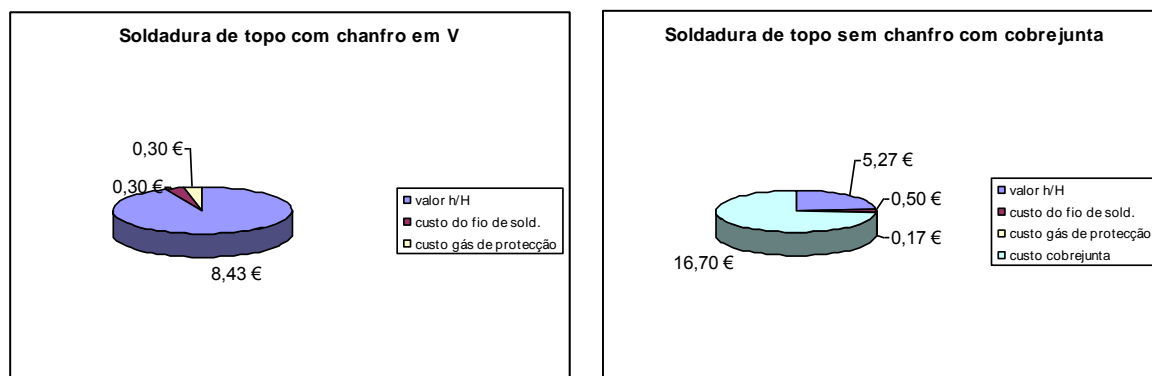


Figura 5.6: Custos de cada tipo de preparação usados para este estudo

Analisando os gráficos dos custos verifica-se, que o custo da soldadura de topo com chanfro em V é inferior em cerca de 2,5 vezes relativamente ao custo da soldadura de topo sem chanfro com cobrejunta cerâmica.

A desvantagem de um tipo de preparação em relação à outra é o preço da cobrejunta cerâmica que é muito elevado. A figura 5.7 mostra, em termos percentuais, as vantagens e desvantagens relativamente ao tempo consumido e ao custo das soldaduras.

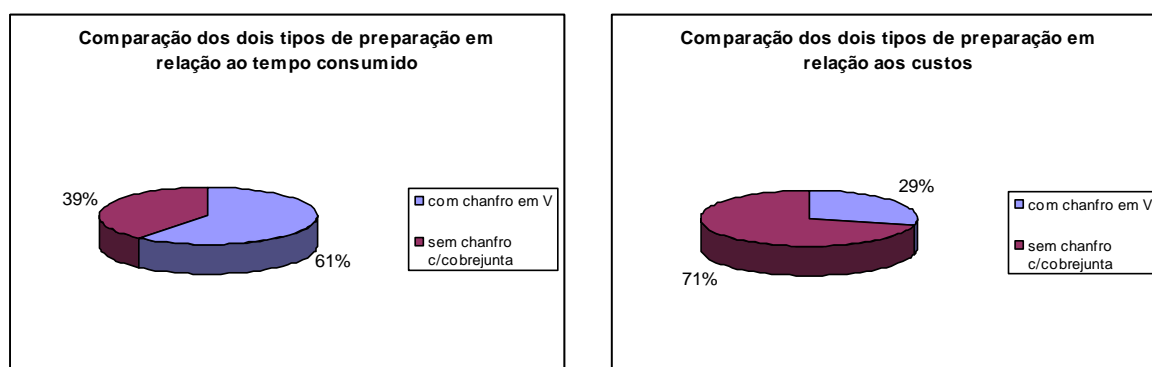


Figura 5.7: Comparação dos dois tipos de preparações em termos de tempos e custos

Do exposto pode concluir-se que quando o factor tempo é mais importante do que os custos, a soldadura de topo sem chanfro com cobrejunta cerâmica é preferível à soldadura de topo com chanfro em V. Quando o factor económico tem um peso maior então a soldadura de topo com chanfro em V é mais vantajosa.

5.2.2. Análise Visual e Ensaios Não Destrutivos

A análise visual revelou que ambos os processos de soldadura produziram cordões com uma largura regular, não apresentando defeitos superficiais figura 5.8.

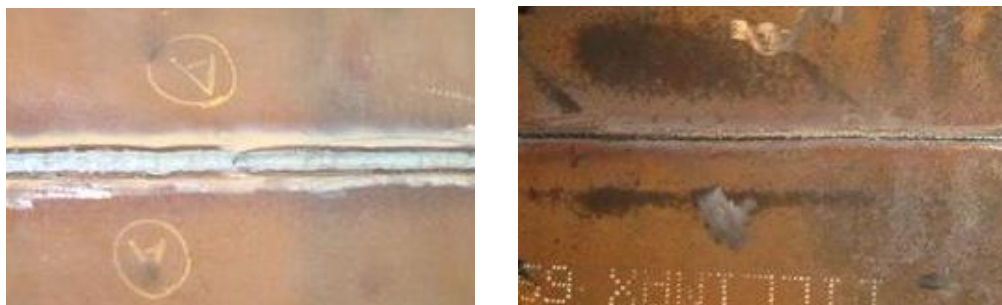


Figura 5.8: Soldadura com eléctrodo revestido e Soldadura com fio fluxado

As chapas soldadas foram sujeitas a ensaios de radiografia para detecção de defeitos internos e por partículas magnéticas para detecção de defeitos superficiais. Ambos os ensaios não revelaram defeitos.

5.2.3. Análise Química

A composição química do metal de base e metal depositado foi determinada por espectrometria de emissão óptica e a média obtida após a realização de três ensaios para a validação dos resultados está ilustrada na tabela 5.1. bem como as correspondentes especificações conforme a norma AWS [1].

Tabela 5.1: Composição química do metal base e dos metais de soldadura (% em peso)

Consumível	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	V
Metal Base	0,19	1,38	0,27	0,011	0,001	0,036	0,019	0,001	0,001	0,004
Electrodo Revestido	0,10	1,43	0,44	0,013	0,007	1,38	0,34	0,27	0,003	0,012
Arame Tubular	0,033	1,71	0,446	0,015	0,012	1,74	0,36	0,32	---	0,014
E11018M AWS*	0,10	1,30-1,80	0,60	0,03	0,03	1,25-2,50	0,40	0,25-0,50	---	0,05
E110C-G**	0,057	1,67	0,54	0,015	0,006	2,12	0,35	0,40	---	0,008

* Conforme AWS A.5.5-2006

** Valores mínimos conforme AWS A.5.28-2006

Os resultados da análise química obtidos ao metal depositado das amostras soldadas pelos processos com eléctrodo revestido e arame tubular, quando comparados com os valores de referência da norma AWS, apresentam pequenas diferenças em alguns elementos de liga.

Por exemplo, o metal depositado com o eléctrodo revestido apresenta menor teor em P e S do que o permitido pela norma o que constitui uma vantagem do ponto de vista de fissuração a quente. O Si é inferior o que poderia colocar problemas de porosidade, contudo, não foram detectadas, podendo concluir-se que o teor em Si do metal depositado é suficiente

para desoxidar o banho. Relativamente aos elementos afinadores do grão (Nb, V) o total é inferior ao especificado pela norma o que pode afectar as características mecânicas do material, uma vez que quanto maior o tamanho de grão menor a tensão de rotura.

5.3. Análise Metalográfica

A figura 5.9 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas com o eléctrodo revestido e com o arame tubular. Pode-se observar que a ZAC produzida pelo eléctrodo revestido é mais larga do que a produzida pelo arame tubular.

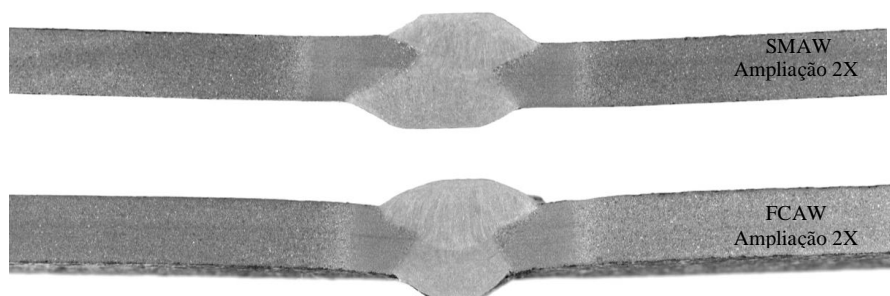


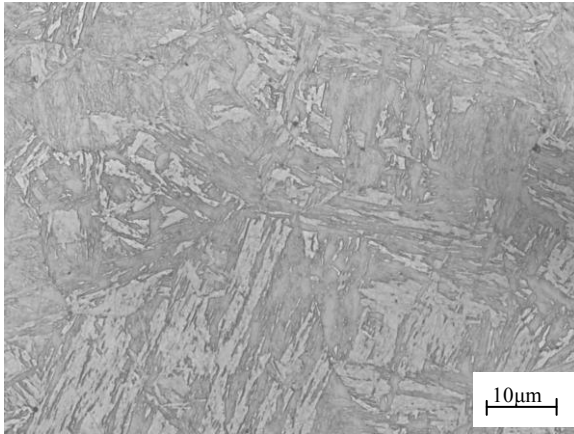
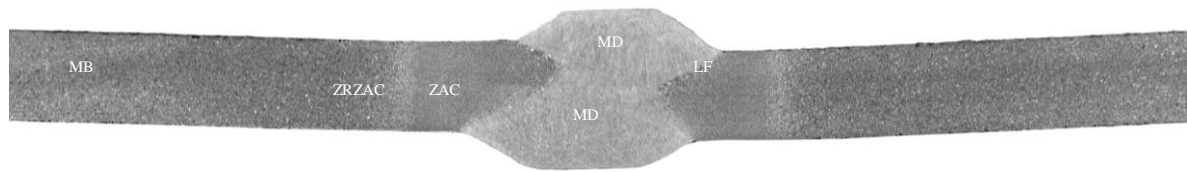
Figura: 5.9 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas

As figuras 5.10 e 5.12 apresentam o aspecto microestrutural observado em microscopia óptica na condição como soldado para as regiões MB (Metal Base), ZRZAC (Zona Reaquecida da ZAC), ZAC (Zona Aquecida pelo Calor), MD (Metal Depositado) e LF (Linha de Fusão). Observando em microscopia as soldaduras (figuras 5.10.1 e 5.12.1) verifica-se que o material base tem uma estrutura temperada e revenida fina (figura 5.10.1) constituída por ripas de ferrite com carbonetos precipitados. O valor de dureza sugere tratar-se de bainíte.

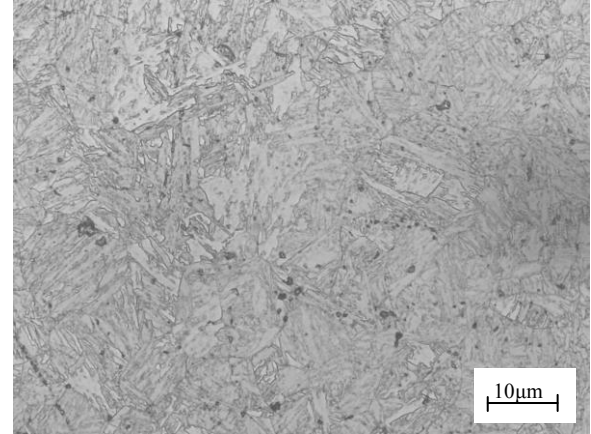
Na zona afectada pelo calor próximo do material de base verifica-se coalescência dos carbonetos precipitados e uma matriz mais rica em ferro (ferrite) com um decaimento nítido da dureza resultante da perda de tratamento térmico do material base, tanto mais evidente quanto mais nos aproximamos do metal depositado, isto é, quanto maior foi a temperatura máxima atingida.

O metal depositado tem uma composição química com elementos afinadores de grão e um carbono equivalente elevado que dão origem a uma estrutura martensítica confirmada pelos valores de dureza acima de 300 HV. A passagem de um cordão sobre o precedente destrói a estrutura de solidificação e conduz a uma microestrutura mais fina. Outros autores com técnicas de observação microscópica electrónica de varrimento e de transmissão identificaram nestes aços bainíte superior conjuntamente com martensite [52-54].

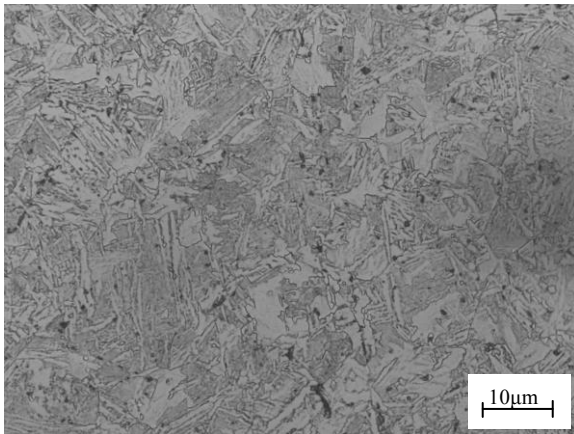
Processo SMAW



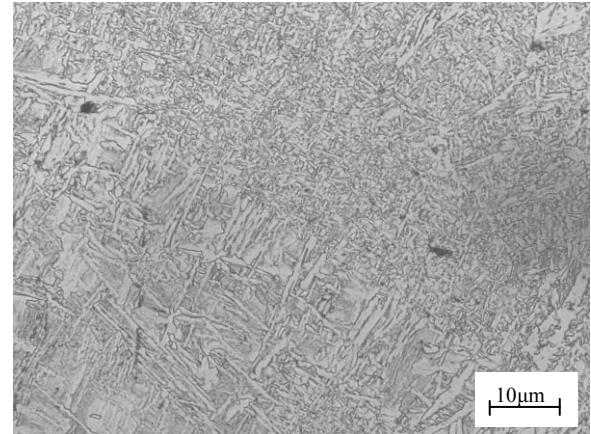
5.10.1- Eléctrodo Revestido Região Metal Base



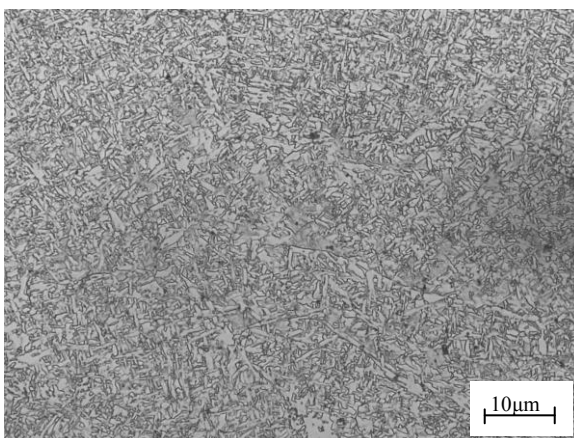
5.10.2- Eléctrodo Revestido Região Reaquecida da ZAC



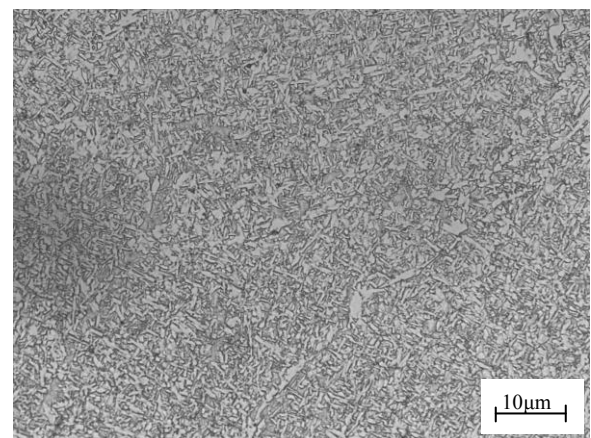
5.10.3- Eléctrodo Revestido Região da ZAC



5.10.4- Eléctrodo Revestido Região da LF



5.10.5-Eléctrodo Revestido Região do MD - 2º cordão



5.10.6- Eléctrodo Revestido Região MD – 1º cordão

Figura: 5.10 – Aspecto microestrutural da soldadura SMAW observado por microscopia óptica. Aumento 500X. Ataque: Nital 2%

As Figuras 5.11 e 5.14 apresentam os perfis de dureza obtidos para as juntas soldadas medidos a uma distância de 2 mm da superfície da chapa. Na Figura 5.11, para o processo eléctrodo revestido, pode-se verificar uma tendência para valores menores de dureza na ZAC (Zona Afectada pelo Calor), o que pode ser atribuído a um sobre revenido da estrutura de têmpera e revenido.

Os valores de durezas do metal depositado são muito semelhantes ao do material de base.

O material base tem uma estrutura bainítica. Na zona afectada próxima do metal base há uma clara precipitação de carbonetes devido ao ciclo térmico.

A zona afectada pelo calor não evidencia coalescência de grão muito significativa devido, por um lado, à baixa entrega térmica e, por outro, à presença de elementos refinadores do grão.

O metal base tem uma estrutura de martensite mais bainite fina com valores de dureza elevados.

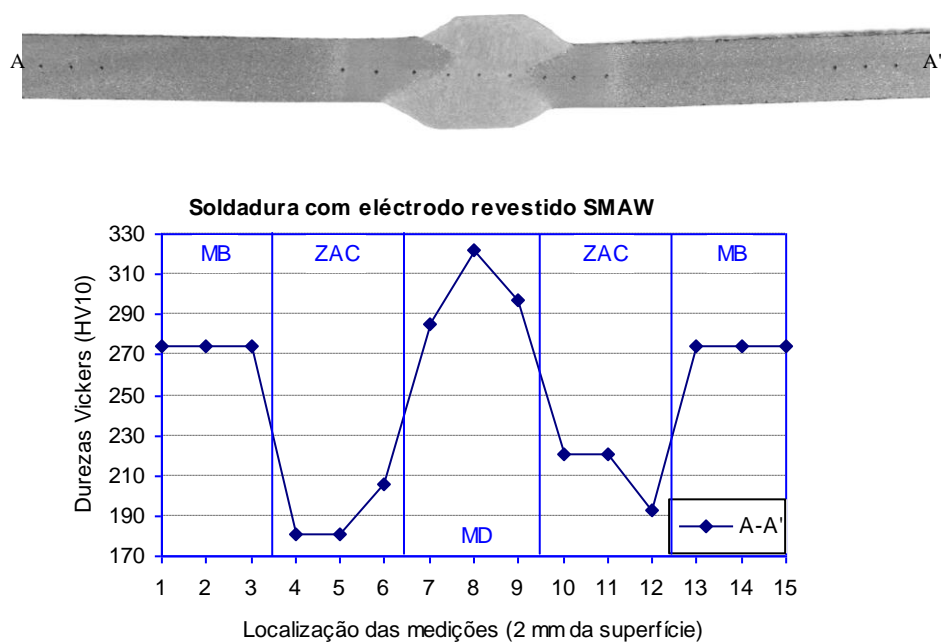
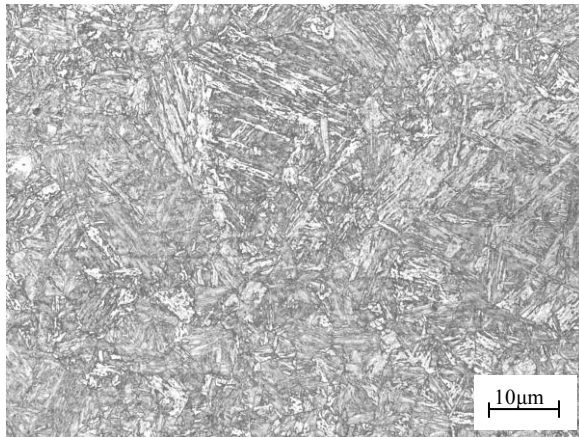
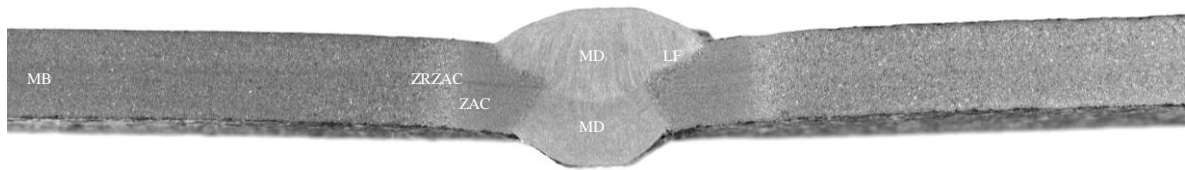
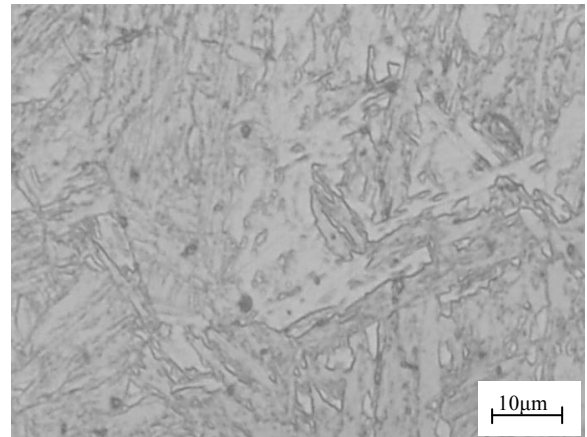


Figura: 5.11 – Perfil de dureza para a soldadura com eléctrodo revestido (SMAW)

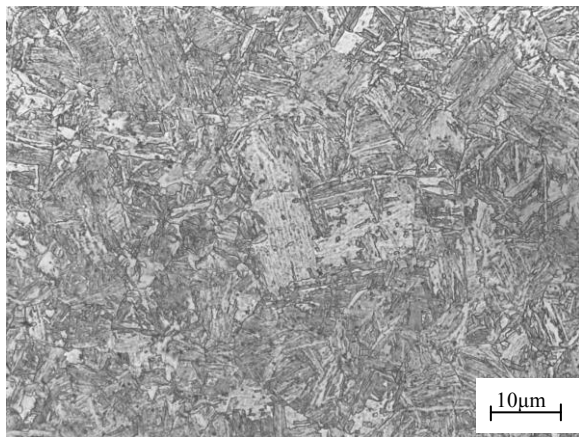
Processo FCAW



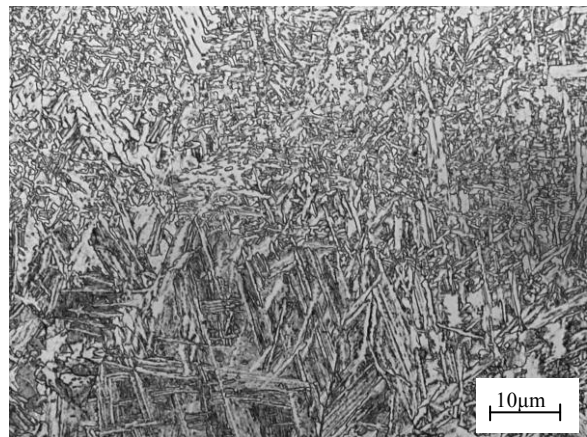
5.12.1-Arame Tubular Região Metal Base



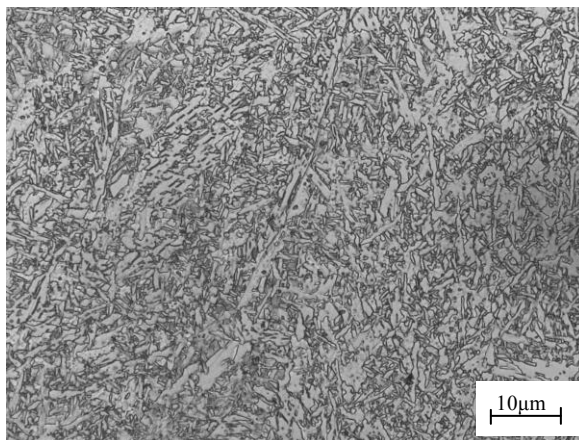
5.12.2-Arame Tubular Região Reaquecida da ZAC



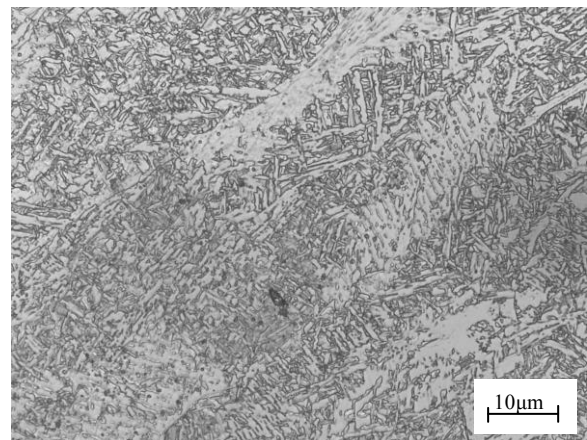
5.12.3-Arame Tubular Região da ZAC



5.12.4- Arame Tubular Região da LF



5.12.5- Arame Tubular Região MD – 1º cordão



5.12.6- Arame Tubular Região MD – 2º cordão

Figura 5.12: – Aspecto microestrutural da soldadura FCAW observado por microscopia óptica. Aumento 500X. Ataque: Nital 2%

Na Figura 5.13, para o processo arame tubular, observam-se valores de dureza na ZAC ligeiramente superiores aos observados nas soldaduras com o eléctrodo revestido. No entanto os valores do metal depositado apresentam-se muito idênticos ao processo anterior, uma vez que também no processo com arame tubular o valor da entrega térmica foi muito baixa (0,73 kJ/mm).

As estruturas são semelhantes às discutidas anteriormente à excepção do metal depositado em que a figura 5.12.6 evidencia uma estrutura de solidificação com ferrite primária ou proeutectoide com morfologia acicular (ferrite de widmanstatten) e bainíte com durezas da ordem dos 270 HV10.

Na figura 5.14, apresentam-se as comparações das durezas dos dois processos SMAW e FCAW, donde se conclui que o metal depositado pelo arame tubular apresenta durezas superiores ao eléctrodo revestido e durezas inferiores na ZAC.

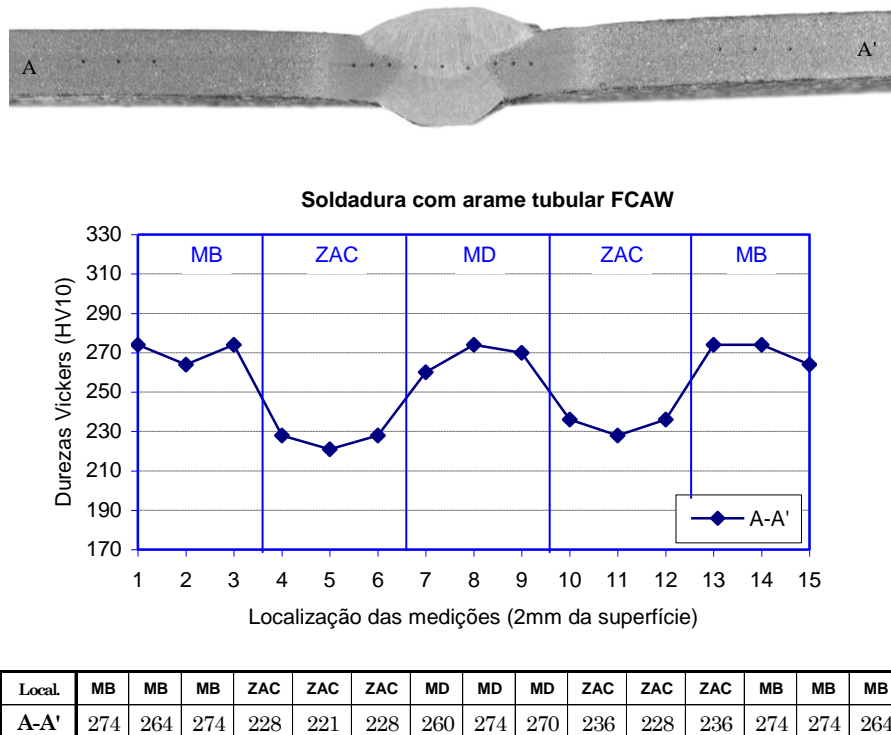


Figura 5.13: Perfil de dureza para a soldadura com arame tubular (FCAW)

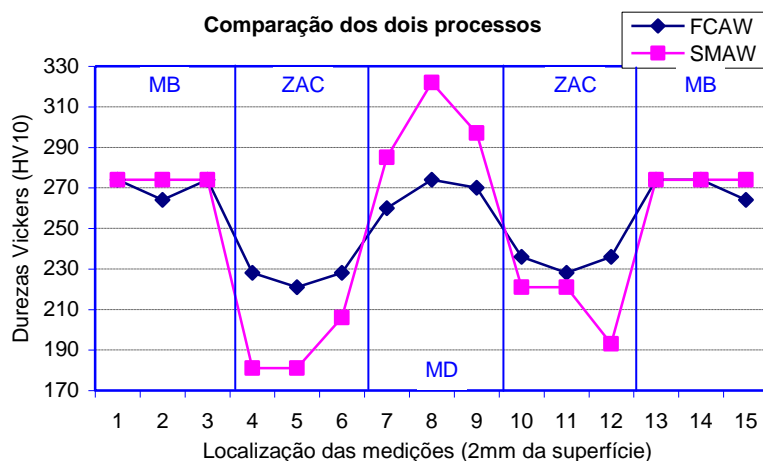


Figura 5.14: Comparação dos valores da dureza entre os dois processos

5.4. Resultados dos Ensaios de Fissuração a Frio

Os corpos de prova para os ensaios CTS e Tekken foram obtidos pelos processos de soldadura SMAW- soldadura eléctrica manual e, pelo processo de soldadura FCAW- soldadura semi-automática com arame tubular usando os parâmetros de soldadura descritos na Tabela 4.8 e 4.9: realizados de acordo com a norma ISO 17642-2.

5.4.1. Examinação Visual

Ensaios de Soldadura SMAW à Temperatura Ambiente

Os resultados obtidos nas amostras soldadas pelo processo de soldadura SMAW á temperatura ambiente todos os ensaios apresentaram fendas longitudinais ao longo do cordão de ensaio, como ilustrado na Figura 5.15:

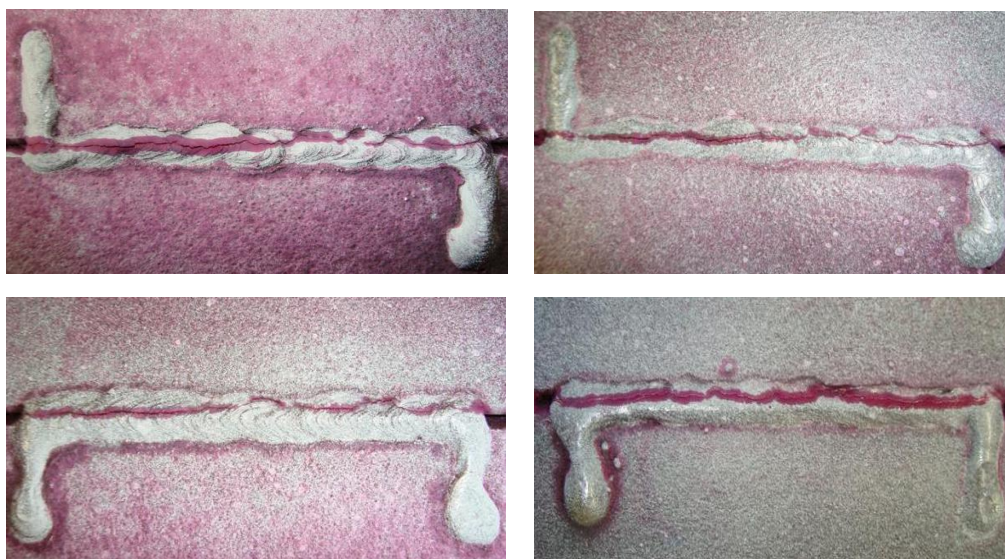


Figura 5.15: Soldadura eléctrica manual à temperatura ambiente para os ensaios Tekken

Ensaio de Soldadura SMAW com Pré-Aquecimento

Os resultados obtidos nas amostras soldadas pelo processo de soldadura SMAW com pré-aquecimento de 75°C, não apresentaram defeitos superficiais no cordão de soldadura de ensaio, como ilustrado na Figura 5.16:



Figura 5.16: - Soldadura eléctrica manual à temperatura de 75° C para os ensaios Tekken

Ensaio de Soldadura FCAW à Temperatura Ambiente

Os resultados obtidos nas amostras soldadas pelo processo de soldadura FCAW á temperatura ambiente analisados por ensaio de líquidos penetrantes e à lupa não evidenciaram fissuração superficial no cordão de ensaio, como ilustrado na Figura 5.17:



Figura 5.17: - Soldadura semi-automática com arame tubular

Os ensaios CTS (Controlled Thermal Severity) representam uma restrição moderada da soldadura, o ensaio Tekken normalmente necessita de temperaturas de pré-aquecimento

mais elevadas devido às elevadas tensões residuais da soldadura desenvolvidas pela configuração da junta. Para estes ensaios foi usado o eléctrodo Tenacito 80 (AWS E 11018M) e o fio Fluxofil 42 (AWS E 110-C) da Oerlikon. Estes consumíveis produzem 4 ml de hidrogénio por cada 100g de metal depositado depois de devidamente secos e contêm aproximadamente 1,5 % de Ni. Soldados com baixa entrega térmica de 0,56 e 0,53 KJ/mm como foram aplicados, o metal de adição apresenta uma dureza muito semelhante à do metal base. As condições e resultados dos ensaios de fissuração a frio estão indicados na Tabela 5.2:

Tabela 5.2 - Avaliação dos ensaios Tekken e CTS dos processos de soldadura SMAW e FCAW

Tipo de Proveto	Número de Amostras	Processo de Soldadura	Temperatura de Pré-Aquecimento	Entrega Térmica KJ/mm	Hidrogénio (ml/100g)	Resultado
TEKKEN chanfro em Y	5	SMAW	Temperatura Ambiente 20°C	0,36	4	Fissurou em todo o comprimento do cordão
	5	SMAW	75°C	0,36	4	Não fissurou
	5	FCAW	Temperatura Ambiente 20°C	0,34	4	Não fissurou
CTS	6	SMAW	Temperatura Ambiente 20°C	0,56	4	Não fissurou
	6	FCAW	Temperatura Ambiente 20°C	0,53	4	Não fissurou

Numa primeira análise feita aos ensaios de soldadura realizados pelo processo SMAW, mantendo constante os parâmetros de soldadura e variando a temperatura de pré-aquecimento, podemos observar que o risco de fissuração a frio em juntas soldadas não é só função da composição química do aço, mas também do nível de tensões na região da soldadura e das condições de soldadura usadas.

Comparando os dois ensaios Tekken, o primeiro realizado á temperatura ambiente, o resultado obtido foi a fissuração do cordão em todo o seu comprimento. O segundo ensaio Tekken realizado com um pré-aquecimento de 75°C, obteve-se uma soldadura isenta de fissuração, devido à diminuição da velocidade de arrefecimento permitindo a libertação do hidrogénio durante o arrefecimento até á temperatura ambiente.

A temperatura de pré-aquecimento de 75°C foi um valor médio determinado tendo em consideração o valor calculado (147°C) através da expressão do IIW e os valores mínimo 25°C e máximo 220°C recomendados pelo fabricante do aço.

Podemos então resumir que só à temperatura ambiente e no ensaio Tekken a soldadura não resistiu à fissuração a frio. Para os ensaios CTS com baixos valores de entrega térmica (0,56 e 0,53 KJ/mm) não é necessário usar pré-aquecimento. Para os ensaios Tekken e mesmo com valores de entrega térmica baixos (0,36 e 0,34 KJ/mm) o uso de pré-aquecimento na ordem de 75° C evita o aparecimento de fissuração.

5.4.2. Observação Metalográfica

A figura 5.18 apresenta o aspecto macrográfico dos ensaios CTS e Tekken soldados com o eléctrodo revestido e com o arame tubular.

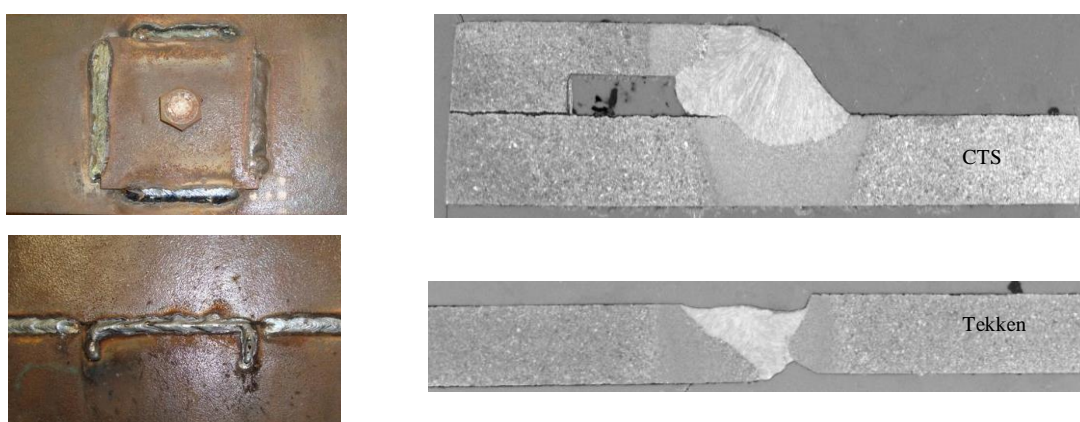


Figura: 5.18 – Macrografias das soldaduras dos ensaios CTS e Tekken

Todas as amostras referidas na tabela 5.2, foram analisadas em microscopia óptica com ampliações de 50 e 200 vezes de acordo com a norma ISO 17642-2, e em qualquer dos casos não foram detectadas fissuras em nenhuma das amostras soldadas pelos dois processos de soldadura. Esta ausência de fissuração obtida nos ensaios é devida aos valores reduzidos de dureza apresentados na ZAC, como podemos observar através das figuras 5.21 e 5.22 abaixo ilustradas, e da baixa entrega térmica utilizada na soldadura dos corpos de prova e da microestrutura formada na Zona Afectada pelo Calor.

A verificação por microscopia óptica de todos os corpos de prova demonstrou não haver variação significativa nas microestruturas formadas, tanto na Zona Afectada pelo Calor como no Metal Depositado.

As figuras 5.19 e 5.20 apresentam uma ilustração representativa das microestruturas formadas nas diversas regiões da zona soldada dos corpos de prova dos ensaios CTS e Tekken pelos processos SMAW e FCAW.

5.4.3. Análise Metalográfica dos Provetes ensaiados à Fissuração a Frio

A verificação por microscopia óptica de todos os corpos de prova demonstrou não haver variação significativa nas microestruturas formadas, tanto na Zona Afectada pelo Calor como no Metal Depositado. As figuras 5.19 e 5.20 apresentam uma ilustração representativa das microestruturas formadas nas diversas regiões da zona soldada dos corpos de prova dos ensaios CTS e Tekken pelos processos SMAW e FCAW.

A ausência de fissuração no Metal Depositado deve-se principalmente, à microestrutura ali formada, ou seja, à predominância da Ferrite Acicular, bainíte e carbonetos. A Ferrite Acicular é a microestrutura mais desejada pois propicia excelente combinação de resistência e tenacidade.

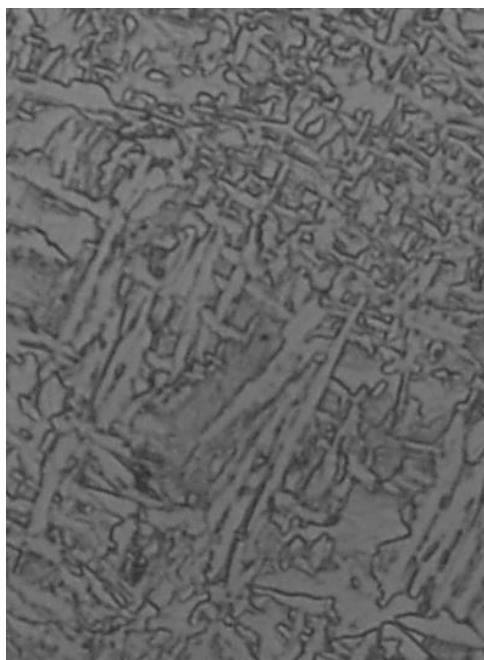


Figura 5.19: – Microestruturas típicas da região soldada com electrodo revestido (ampliada 500X)

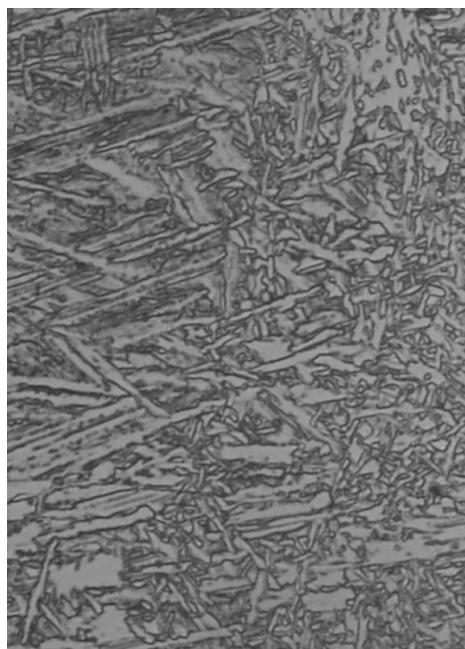


Figura 5.20: – Microestruturas típicas da região soldada com arame tubular (ampliada 500X).

5.4.4. Durezas dos Ensaios de Fissuração a Frio

As figuras 5.21 e 5.22 apresentam os perfis de durezas obtidas nos corpos de prova dos ensaios Tekken e CTS soldados com electrodo revestido e arame tubular, de acordo com a norma ISO 17642-2 as durezas foram executadas na ZAC e Metal Depositado, sendo estas as zonas de interesse desta investigação.

Da análise aos resultados podemos observar que os valores de dureza obtidos nos dois tipos de ensaios e processos de soldadura não apresentaram grandes diferenças. Tendo o processo com arame tubular uma ligeira tendência para apresentar valores mais elevados, mas de qualquer modo valores inferiores a 350HV. Segundo alguns autores [52;54] a ausência de

fissuração pode ser atribuída aos valores de dureza serem inferiores a 350 HV10 e à microestrutura formada na ZAC não apresentar grandes variações do tamanho do grão.

Durezas realizadas aos provetes dos ensaios Tekken pelos processos SMAW e FCAW

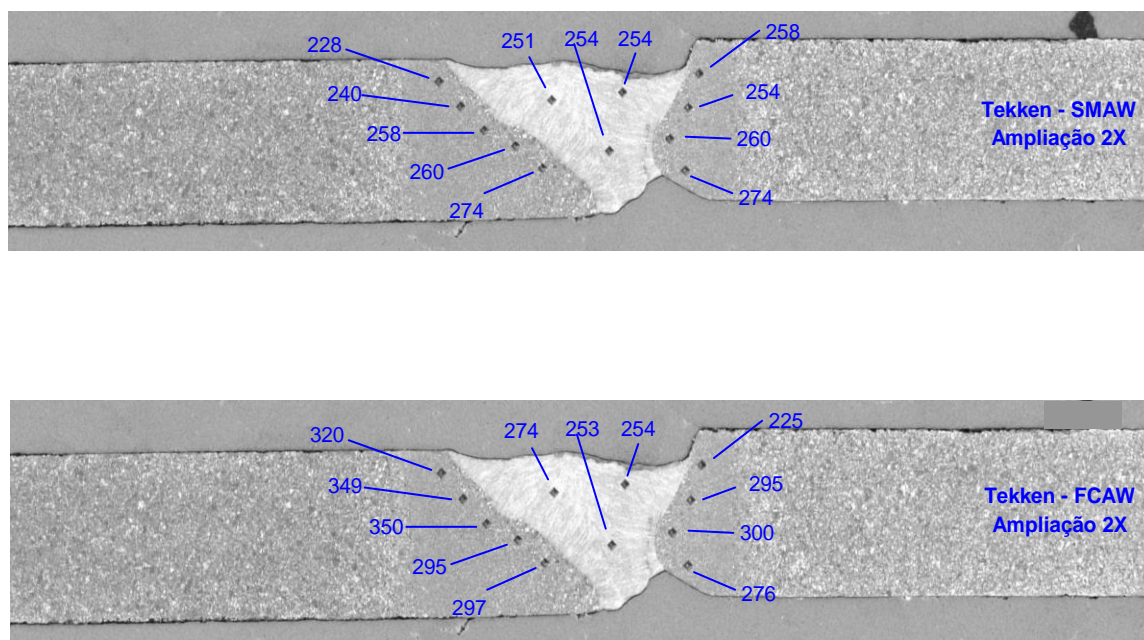


Figura 5.21: Perfil das durezas do ensaio Tekken pelos processos, eléctrodo revestido e arame tubular

Durezas realizadas aos provetes dos ensaios CTS pelos processos SMAW e FCAW

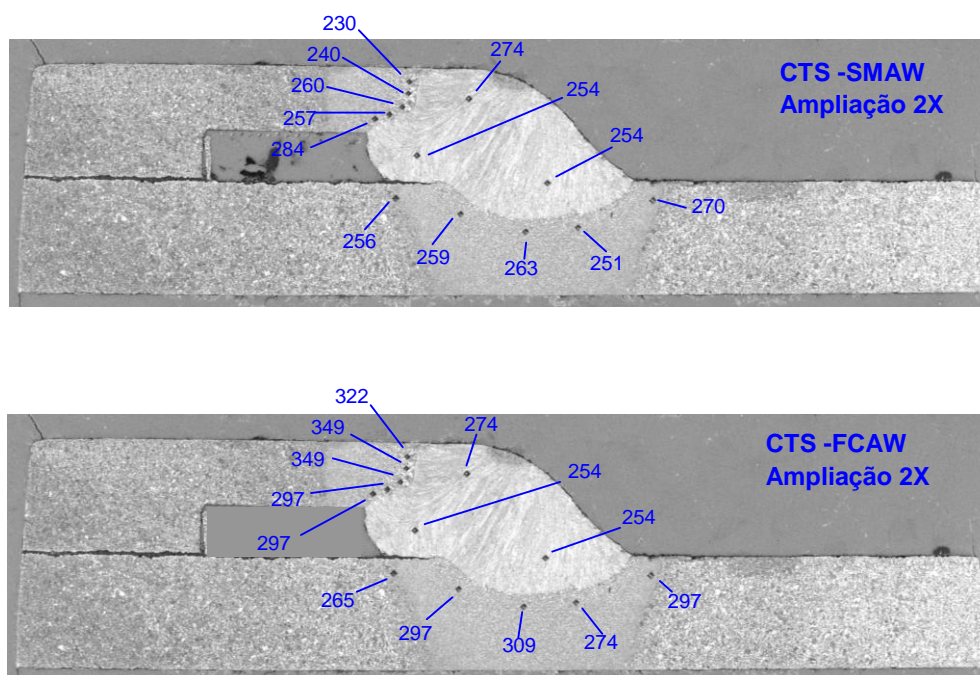


Figura 5.22: Perfil das durezas dos ensaios CTS pelos processos, eléctrodo revestido e arame tubular

5.5. Ensaios Mecânicos

5.5.1. Ensaios de Tracção

A Tabela 5.3 apresenta os resultados dos ensaios para os metais de soldadura obtidos e as propriedades esperadas conforme especificação das normas AWS.

Tabela 5.3: Resultados dos ensaios de tracção

Material	Condição	LE (Mpa)	LR (MPa)	Al (%)
Electrodo Revestido T1	Como Soldado	670	734	13
Electrodo Revestido T2	Como Soldado	658	753	12
Arame Tubular T1	Como Soldado	710	765	22
Arame Tubular T2	Como Soldado	690	769	21

Da análise aos resultados obtidos pelos dois processos e tomando como referência os critérios da norma AWS A.5.5 e AWS A.5.28, verifica-se que os resultados dos ensaios realizados pelo processo electrodo revestido não atingem os valores especificados pela norma AWS A.5.5 para o limite elástico (680-760 MPa), carga de rotura (760 MPa) e alongamento (20%). Neste caso os ensaios deveriam ser repetidos e caso não se obtivesse resultados de acordo com a norma as soldaduras seriam rejeitadas. Enquanto que os resultados obtidos pelo processo arame tubular, o único especificado pela norma carga de rotura (690 MPa) seja atingido.

5.5.2. Ensaios de Dobragem

Os ensaios de dobragem realizados quer à face quer à raiz não evidenciam fissuras pelo que se ilustra na figura 5.23.

Não há descoesão do metal depositado nem na zona afectada pelo calor, como é habitual, no metal depositado observa-se uma rugosidade na superfície característica das estruturas fundidas da linha de fusão.



SMAW – Face e Raiz

FCAW – Face e Raiz

Figura 5.23: Ensaios de dobragem aos provetes obtidos pelos processos SMAW e FCAW

5.5.3. Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V à temperatura de -40°C, em corpos-de-prova reduzidos (10x2,5x55 mm) retirados transversalmente ao cordão de soldadura. O entalhe foi posicionado na zona do metal depositado, linha de fusão e metal de base. Os resultados são mostrados na Tabela 5.4. e na figura 5.23.

Tabela 5.4: Resultados dos ensaios de impacto (Provete reduzido 2,5x10 mm).

Processo de Soldadura	Provete N°	Local do Provete	Área (cm ²)	Temperatura de Ensaio (°C)	Energia de Impacto	
					Val. Ind. (J)	Média (J)
SMAW	T1 - 1	Metal Depositado	0,025	-40	18	17
SMAW	T2 - 2	Metal Depositado	0,025	-40	16	
SMAW	T3 - 3	Metal Depositado	0,025	-40	17	
SMAW	T4 - 1	Linha de Fusão	0,025	-40	23	23
SMAW	T5 - 2	Linha de Fusão	0,025	-40	19	
SMAW	T6 - 3	Linha de Fusão	0,025	-40	26	
FCAW	T7 - 1	Metal Depositado	0,025	-40	18	19
FCAW	T8 - 2	Metal Depositado	0,025	-40	20	
FCAW	T9 - 3	Metal Depositado	0,025	-40	18	
FCAW	T10 - 1	Linha de Fusão	0,025	-40	22	23
FCAW	T11 - 2	Linha de Fusão	0,025	-40	24	
FCAW	T12 - 3	Linha de Fusão	0,025	-40	23	
	T13 - 1	Metal Base	0,025	-40	25	25
	T14 - 2	Metal Base	0,025	-40	25	
	T15 - 3	Metal Base	0,025	-40	26	

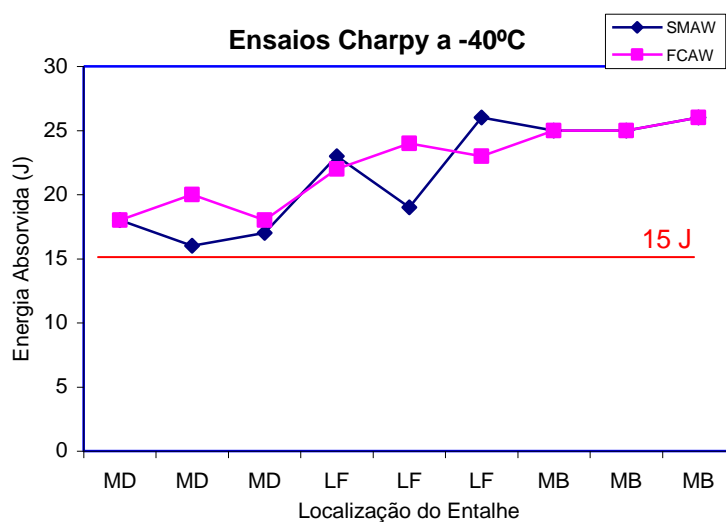


Figura 5.24: Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V com provetes reduzidos.

De salientar que estes resultados foram obtidos em provetes reduzidos dadas as dimensões da chapa. Contudo, o valor mínimo especificado pela Norma EN 10137-2 para aços de alta resistência à temperatura de -40° C é 30 Joules para provetes de dimensões 10x10x55 mm retirados no sentido longitudinal.

Como os resultados ilustrados na figura 5.24 foram obtidos em provetes de dimensões reduzidas de 10x2,5x55 mm devido às dimensões da chapa 4 mm. Contudo, quando aplicamos a metodologia indicada na norma ASTM A 370-08^a para modificação dos valores de energia, quando aplicados a provetes de dimensões reduzidas a norma determina que o valor de energia para provetes de 10x2,5x55 mm é metade (E/2) da energia requerida para provetes de dimensões de 10x10x55 mm.

Assim para o caso em estudo o valor mínimo de energia requerida são 15 joules.

Analisando os resultados verifica-se que os valores de tenacidade obtidos pelos dois processos superam o valor mínimo requerido pela referida norma, verificando-se ainda que os valores obtidos pelo processo FCAW são ligeiramente superiores aos valores obtidos pelo processo SMAW.

5.6. Ensaio de Fadiga

5.6.1. Avaliação dos Resultados dos Ensaio

O procedimento de avaliação dos resultados do ensaio foi o, do IIW-Recommendations (Hobbacher, 1996) (Figura 5.25).

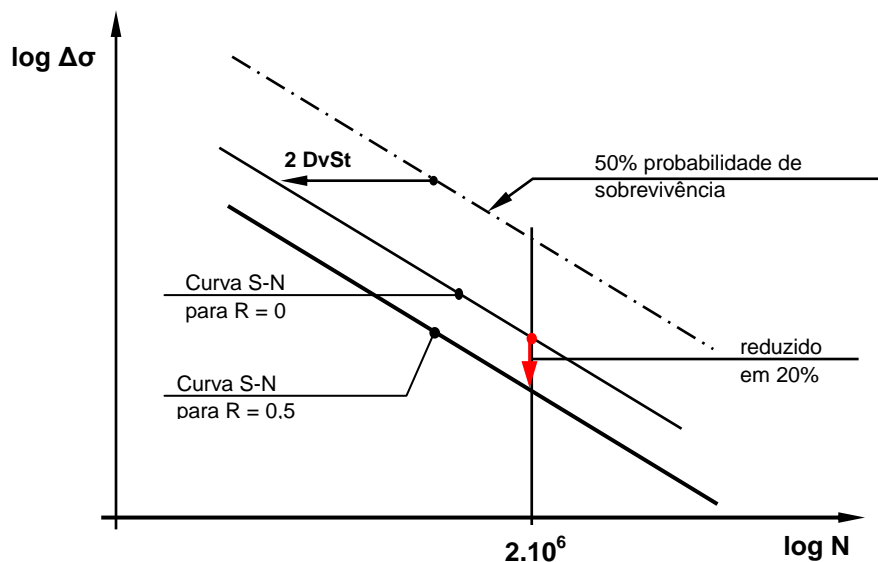


Figura 5.25: Considerações de segurança de acordo com IIW-Recommendation.

A condição base da consideração de segurança é uma curva S-N uniforme. É representada por uma linha recta no $\log \Delta \sigma - \log N$ no diagrama com uma inclinação m ou pela fórmula

$$N = 2.10^6 . \Delta \sigma^{-m} \quad (15)$$

Os intervalos de tensões dadas em pormenor no catálogo ou no chamado FAT-classe são calculados pela média menos dois desvios-padrão, o que corresponde a uma probabilidade de sobrevivência P_s de 97,5%. Os valores têm de ser baseados no rácio de tensões $R = + 0,5$ para prever possíveis tensões residuais em estruturas reais.

Através de ensaios com $R = 0$, os resultados têm de ser corrigidos, diminuindo a resistência à fadiga a 2 milhões de ciclos em 20%, a fim de considerar as tensões residuais para a versão em escala completa. O intervalo de tensão assim obtida está de acordo com o FAT-classe.

Os resultados dos ensaios foram avaliados por meio do método descrito. Os resultados individuais são apresentados em tabelas no Anexo A.

5.6.1.1. Ensaio de Fadiga dos Provetes Obtidos pelos Diferentes Processos de Corte

As amostras da figura 5.26 foram cortadas de acordo com os três processos referidos no ponto 4.2.2.

Esta investigação foi complementada com o processo de corte por laser, que vai ganhando importância na indústria de construção naval.

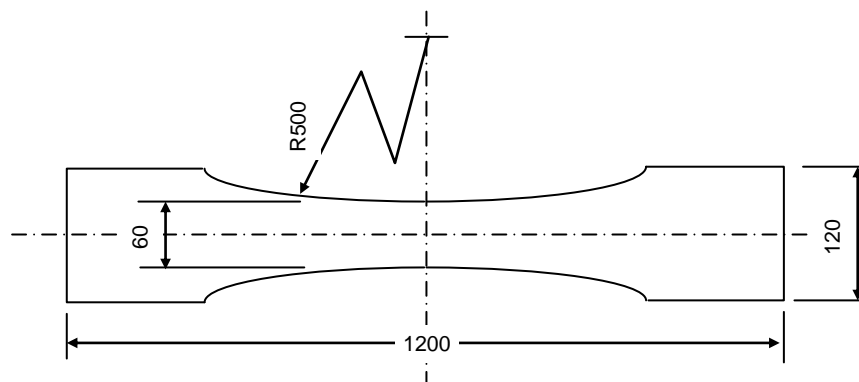


Figura 5.26: Provete para ensaio de fadiga sem as arestas vivas do corte térmico

Os métodos de corte dos provetes da chapa de 4 mm de espessura, foram investigados e a figura 5.27. mostra os resultados do ensaio a um nível de carga seleccionada ($\Delta\sigma = 417 \text{ N/mm}^2$) para as amostras sem arestas vivas do processo de corte térmico. A dispersão do tempo de vida é muito pequena. Uma comparação directa mostra claramente que:

- O corte por laser de chapa de 4 mm de espessura é superior ao oxi-corte.

- A quebra das arestas da chapa melhora a vida à fadiga. A quebra das arestas é um processo típico na indústria de construção naval, principalmente para obter uma melhor aderência das camadas de tinta nas arestas.

Os resultados da avaliação dos ensaios de acordo com as regras são mostrados nas figuras 5.28 e 5.29. As bases foram FAT-classes da Germanischer Lloyd. A avaliação foi feita para o nível de tensão $\Delta\sigma = 417 \text{ N/mm}^2$, uma vez que não foi possível observar experimentalmente a inclinação da curva S-N. Os resultados são os seguintes:

- A vida de fadiga alcançada para a chapa de 4 mm cortada pelo processo oxi-corte sem tratamento adicional não é suficiente (Figura 5.28). Só com a subsequente quebra das arestas a vida de fadiga requerida pode ser alcançada.
- O corte a laser mostra claramente melhor comportamento à fadiga.
- A vida de fadiga baseada na curva S-N é a seguinte:

Sem tratamento adicional para a tensão de $333,6 \text{ N/mm}^2$:

A curva S-N: oxi-corte : corte laser = 1 : 0.7 : 1.5

Com as arestas quebradas para a tensão de $333,6 \text{ N/mm}^2$:

A curva S-N: oxi-corte : corte laser = 1 : 1.25 : 1.85

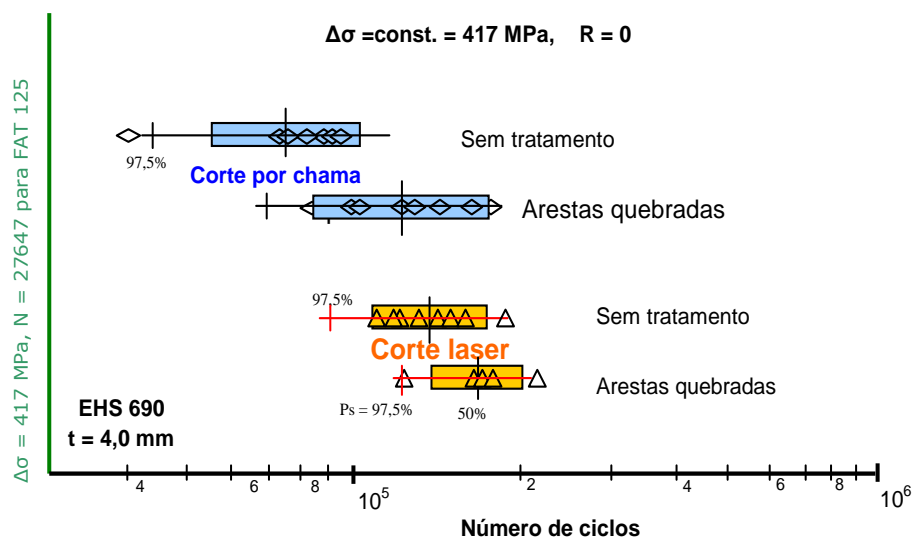


Figura 5.27: Comparação da vida de fadiga para os cortes com e sem arestas quebradas.

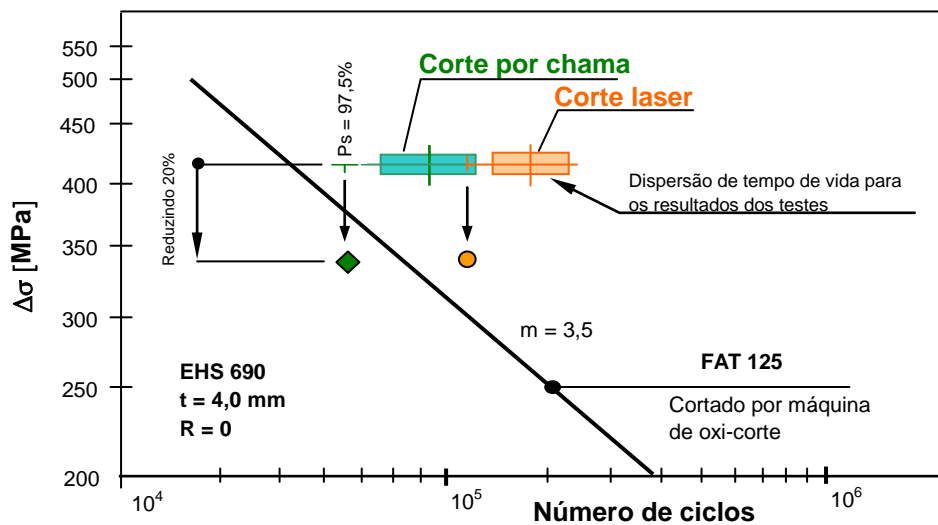


Figura 5.28: Avaliação do corte ($t = 4$ mm) com máquina de corte e pelos processos (oxi-corte e corte laser), sem quebra das arestas.

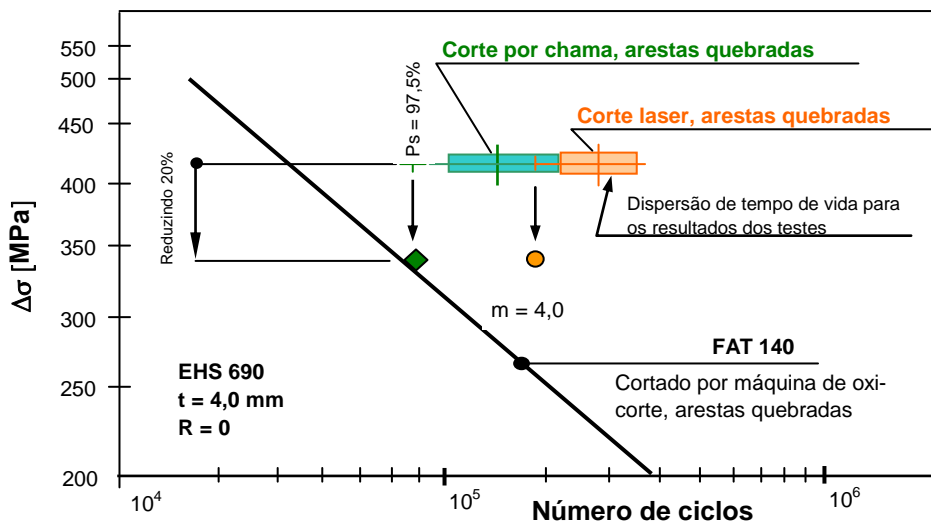


Figura 5.29: Avaliação do corte ($t = 4$ mm) com máquina de corte e pelos processos (oxi-corte e corte laser), com as arestas quebradas.

5.6.1.2. Ensaios de Fadiga aos Provetes Obtidos das Soldaduras de Topo

As soldaduras de topo foram realizadas de forma diferente. As chapas fornecidas pelo FSG foram soldadas com cobrejunta cerâmica, enquanto que as chapas soldadas pela Lisnave foram soldadas com chanfro em V sem folga e com cordão de confirmação.

O comportamento à fadiga dos dois tipos de junta soldada variou consideravelmente. Os resultados dos ensaios são mostrados na figura 5.30.

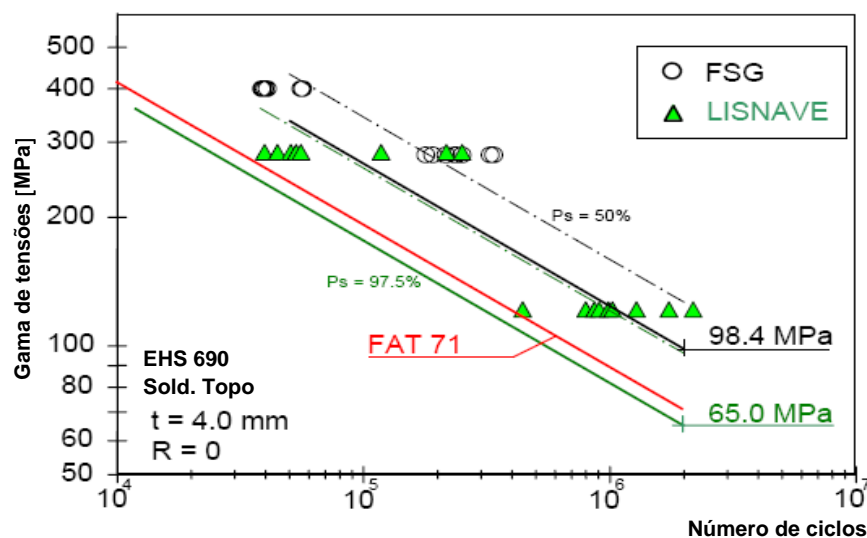


Figura 5.30: Os resultados de fadiga das soldaduras de topo com $t = 4$ mm soldadas pelos Estaleiros de FSG e LISNAVE

- A vida de fadiga dos provetes soldados no Estaleiro de FSG é mais longa.
- A dispersão do tempo de vida é consideravelmente menor.
- Quanto à avaliação da vida de fadiga os resultados são os seguintes:

Estaleiro	FAT- class, $P_s = 97,5 \%$ ($N = 2 \cdot 10^6$, $R=0$)	diminuido para $R = + 0,5$
FSG	98,4 N/mm ²	78.7 N/mm ²
LISNAVE	65,0 N/mm ²	52.0 N/mm ²

A soldadura executada pela Lisnave não atingiu o FAT-class 71. E também não foi atingido aquando da redução de 20% para $R = + 0,5$ de acordo com IIW não é aplicado.

A razão para os valores menos favoráveis das soldaduras feitas pela Lisnave é devido à forma do cordão de soldadura. A figura 5.31 mostra as diferentes formas de soldadura.



Figura 5.31: A forma dos cordões na soldadura de topo ($t = 4$ mm) feitos pela Lisnave e FSG

Anthes et al. (1993) [51;56] mostra essa relação para os aços estruturais com um raio fictício $r = 1$ mm de acordo com Radaj (1990), na transição do cordão de soldadura com o metal de base. A figura 5.32 mostra a banda de dispersão utilizando a característica de resistência à fadiga do material proposto por Radaj (1990).

No entanto, Radaj e Sonsino (1998) [51;57] também mostram que o raio fictício diminui com o aumento da resistência. Com base neste conhecimento foram medidas algumas formas de soldaduras feitas por FSG e LISNAVE. Por meio da relação Anthes e um raio fictício assumido de $r = 0,075$ mm as soldaduras de topo investigadas estão incluídas no diagrama apresentado na figura 5.32. A influência da forma do cordão de soldadura sobre a vida de fadiga é bem demonstrado nesta figura.

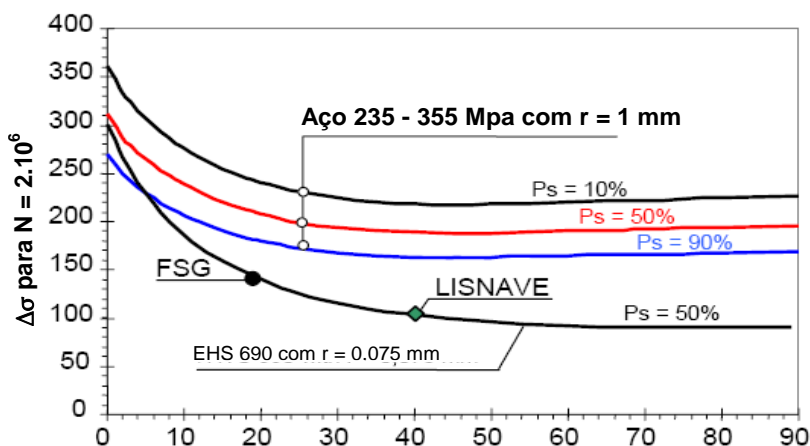


Figura 5.32: Influência da forma do cordão de soldadura na vida à fadiga

- Quanto menor for o ângulo do cordão de soldadura do flanco, melhor será a vida à fadiga.
- No entanto, o ciclo da curva também mostra que, para aço EHS a vantagem é maior quanto menor o ângulo do flanco de soldadura dos aços da série 235-355 N/mm².
- A conclusão destes resultados para a prática é que os métodos de soldadura e preparação antes de soldar devem ser feitos de tal forma que o acabamento dos cordões de vista atinja uma forma de concordância o mais suave possível.

A influência da forma do cordão de soldadura sobre a vida de fadiga pode ser facilmente comprovado pelo acabamento suave feito por lixagem à soldadura. A figura 5.33 mostra o aumento na vida à fadiga principalmente na zona de resistência. Marcante é também que as falhas de fadiga adicionais foram observadas nos pontos de fixação durante o processo de soldadura.

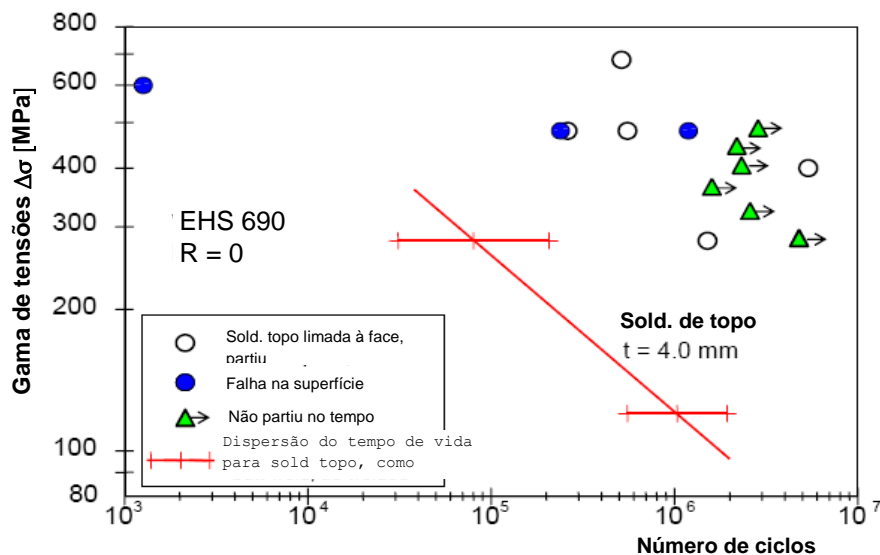


Figura 5.33: Influência da suavidade do cordão feita por limagem para a vida de fadiga do provete soldado pela Lisnave.

5.6.1.3. Soldaduras de Topo com Pré-carga

Gurney (1963) and Harrison (1965) [51;58;59] mostraram que a vida de juntas soldadas aumenta quando previamente expostas a cargas mais elevadas. As vantagens técnicas deste efeito são usadas no projecto de equipamentos, como por exemplo navios e reservatórios sob pressão. Portanto, as soldaduras de topo ($t = 4$ mm) feitas por FSG e LISNAVE foram expostas a uma pré-carga estática de $0,8 R_{p0.2}$ e depois a testes de fadiga numa escala de menor resistência. As figuras 5.34 e 5.35 mostram o efeito devido a esta pré-carga. Pode-se verificar que:

- O efeito da pré-carga influencia principalmente o intervalo de resistência e que este aumenta.
- O efeito da pré-carga é maior para as Soldaduras feita pelo FSG do que realizadas pela Lisnave.

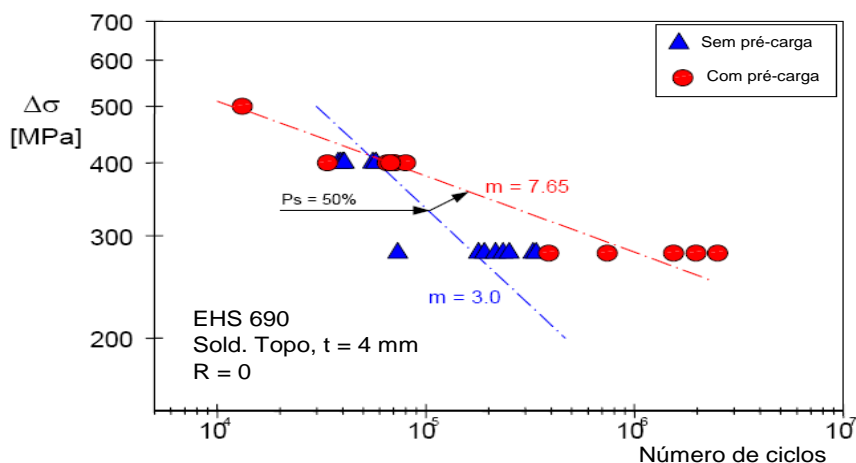


Figura 5.34: A vida de fadiga das soldaduras de topo (FSG) com pré-carga ($0.8 R_{p0.2}$) e sem pré-carga.

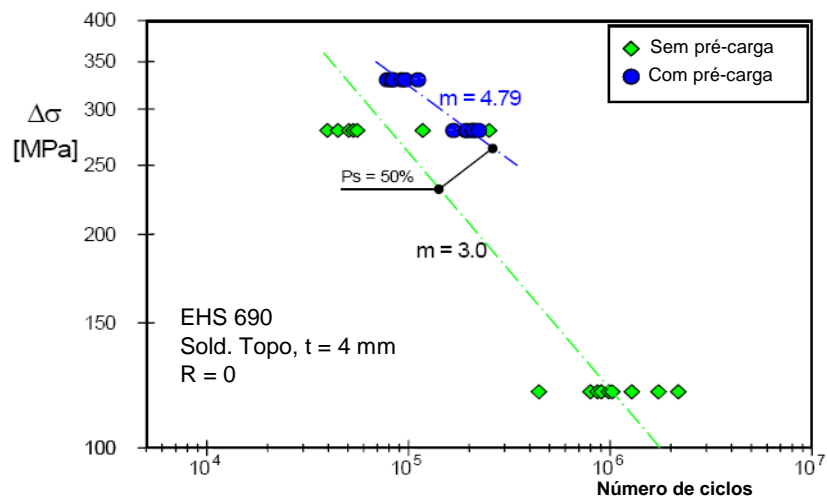


Figura 5.35: A vida de fadiga das soldaduras de topo (LISNAVE) com pré-carga ($0.8 R_{p0.2}$) e sem pré-carga

6. CONCLUSÕES E SUGESTÕES

Do trabalho efectuado é possível extrair as seguintes conclusões relativas:

Ao corte térmico. Relativamente à rugosidade obtida o corte por plasma a ar, apresenta uma superfície menos rugosa, seguida do corte por plasma debaixo de água e o oxi-corte. As durezas obtidas por oxi-corte são mais baixas na superfície de incidência da chama e mais elevadas na superfície de saída se comparadas com as durezas obtidas nos provetes cortados por plasma a ar e por plasma debaixo de água, sendo a superfície cortada por plasma debaixo de água a que apresenta as durezas mais elevadas.

À soldadura dos Processos “A” e “B”. A soldadura destes aços não apresentou dificuldade de preparação e de soldadura, comparada com a soldadura dos aços usados em construção naval.

A soldadura realizada com cobrejunta cerâmica, consome cerca de 1,5 vezes menos tempo do que a soldadura realizada com chanfro em V.

Do ponto de vista de custos, a soldadura realizada com chanfro em V é cerca de 2,5 vezes mais económica do que a soldadura realizada sem chanfro e com cobrejunta cerâmica.

Aos ensaios de fadiga aos provetes obtidos por corte. Nos ensaios de fadiga realizados aos provetes obtidos pelos métodos laser e oxi-corte, conclui-se que a vida à fadiga é superior nos provetes cortados com laser, tanto no estado não tratado como com arestas quebradas. Quando as arestas são quebradas o número de ciclos para os dois métodos de corte, aumenta mas o corte por laser continua a ser superior ao oxi-corte.

Aos ensaios de fadiga aos provetes obtidos por soldadura. Os resultados obtidos nos provetes soldados pelo estaleiro de FSG foram superiores aos soldados pela Lisnave. Os valores menos favoráveis observados nas soldaduras feitas pela Lisnave estão relacionados com a geometria do cordão de soldadura em que o ângulo de concordância foi menor. Assim, podemos concluir a partir destes resultados, que a soldadura e preparação antes da soldadura têm de ser feitos de modo a que o acabamento dos cordões de vista apresentem uma forma de concordância o mais suave possível.

Aos ensaios mecânicos. Os valores de limite elástico e alongamento, obtidos nos ensaios com o eléctrodo revestido não atingiram os valores especificados pela norma AWS.

Os restantes resultados dos ensaios mecânicos, tensão de ruptura, tenacidade, ductilidade e dureza, estão de acordo com o especificado pela norma AWS.

Aos ensaios de fissuração a frio – a susceptibilidade ao desenvolvimento de fragilização induzida pelo hidrogénio em juntas soldadas do aço EHS 690 MPa de 4 mm de espessura, utilizando o consumível AWS E11018M com diâmetro de 3,2 mm e arame tubular AWS E110C e baixas entregas térmicas foi avaliada por meio de ensaios Tekken e CTS. A partir dos resultados pode-se concluir que:

- A susceptibilidade à fissuração a frio foi maior nos ensaios Tekken realizados com eléctrodo revestido executado à temperatura ambiente.
- A utilização de pré-aquecimento do metal de base a 75°C, segundo as recomendações da AWS para qualquer condição de soldadura, foi o suficiente para eliminar o risco de fissuração a frio dos ensaios realizados.

De um modo geral, dos resultados podemos concluir, que os aços EHS 690 MPa, na espessura de 4 mm, apresentam uma excelente soldabilidade, usando os processos de soldadura e os materiais de adição utilizados neste trabalho experimental.

Do estudo efectuado resultou um conjunto de recomendações para a soldadura dos aços EHS 690 que podem ser implementadas na reparação naval que se resumem a seguir:

- As bainhas de soldadura devem ser adequadamente protegidas contra os efeitos directos do vento, chuva e neve ao soldar ao ar livre. As superfícies a serem soldadas deve ser mantidas secas e livres de condensação.
- Os trabalhos de soldadura devem ser efectuados com base nas especificações de soldadura (WPS) para manter o processo dentro das condições definidas e aprovadas.
- No caso de juntas de soldadura de ângulo em que a estanquicidade é necessária, é aconselhável remover a camada de primário na área da junta antes da soldadura.
- Para a soldadura de ângulo deve-se usar um metal de adição de resistência inferior sempre que a resistência do metal base não seja um requisito principal.
- O cordão de soldadura deve ser sempre iniciado na superfície da parede do chanfro para que também a zona afectada pelo calor seja favoravelmente influenciada pelo calor do cordão seguinte. Quando se deposita o passe de vista, a sequência de cordões deve ser escolhida de modo que não haja contacto entre o último cordão e o material de base.
- Quando o pré-aquecimento é utilizado, é aconselhável terminar a soldadura completamente sem o arrefecimento à temperatura ambiente entre os dois.

- A inspecção por ensaios não destrutivos das juntas não deve ser realizada pelo menos até 48 horas após a conclusão dos trabalhos de soldadura. Isto é, a fim de garantir que possa ser detectada com segurança qualquer fissuração a frio

No seguimento desta dissertação sugere-se a realização de:

- Um estudo semelhante, mas para espessuras superiores, onde as variáveis passam a ser a entrega térmica e a temperatura interpasse.
- Um estudo sobre o comportamento das propriedades mecânicas destes aços quando sujeito a deformação a temperaturas acima da temperatura do tratamento térmico de alívio de tensões.
- Uma avaliação do efeito de elementos de liga presentes em aços microligados com vanádio, nióbio e boro, principalmente onde o tratamento de alívio de tensões é requerido.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] AWS A5.5/A5.5M:2006 American National Standard Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding.
- [2] Widgery, D.S., Karlsson, L., Murugananth, M. & Keehan, E., “Approaches to the development of high strength welds metals”, Proceedings 2nd Int. Symposium on High strength steel, Norway (2002) p.695.
- [3] Dillinger Hütte GTS: DILLIMAX, Technical Information no. I/1998.
- [4] E. Ruyter: Development and Assessment of Welding Procedures for Avoiding Weld Joint Cracking in Highly Restrained Offshore Steel Structures, PhD Dissertation, Hamburg, 1993.
- [5] Tanai Marin and Torstein Utigard “Surface Tension Driven Flow During Oxygen Top-Blowing of Liquid Copper” Presented at the COMSOL Multiphysics user’s: Conference 2005 Boston
- [6] Parsons, Kevin L. “Method of Producing Quenched and Tempered Hollow Steel Structural Members of Polygonal Cross Section” Brunko – December, 1973 – 3779817. Inventors
- [7] ThyssenKrupp Stahl: “Processing of Quenched and Tempered Special Structural Steels”. Material Specification 770, January 2003.
- [8] Morrison, W. B., “The effect of grain size on the stress-strain relationship in low carbon steel”, Transactions of the American Society for Metals, (1966) 69, pp 824-846.
- [9] ESAB Welding and Cutting
<http://www.esabasia.com/asia/en/education/processes-oxy-fuel.cfm>: acessado em Dezembro de 2009
- [10] ESAB Welding and Cutting
<http://www.esabasia.com/asia/en/education/processes-plasma-cutting.cfm>: acessado em Dezembro 2009
- [11] Larson and Tomas Berglund “Handbook on Welding of Oxelösund Steels” SSAB Oxelösund, 1992
- [12] SSAB Oxelösund: “Forming Handbook”, 1997
- [13] SSAB Oxelösund, First Edition, 1997, “Welding Hardox and Weldom”.
- [14] ANSI/AWS D1.1: 2008. Structural Welding Code - Steel.
- [15] ESAB Welding and Cutting
<http://www.esabasia.com/asia/en/education/processes-mig-gmaw.cfm>: acessado em Dezembro 2009.

- [16] ESAB Welding and Cutting
<http://www.esabasia.com/asia/en/education/processes-fcaw.cfm>: acedido em
 Dezembro 2009
- [17] Dorschu, K. E. & Lesnevich, A., “Development of filler metal for high-toughness alloy plate steel with a minimum yield strength of 140 Ksi”, Welding journal, 1964, 43 (12) pp 464-576.
- [18] EN288-3:1992 - Specification and approval of welding procedures for metallic materials-Part 3: Welding procedures tests for the arc welding of steels.
- [19] EN287-1:2004 - Approval testing of welders-Fusion welding-Part 1: Steels.
- [20] EN-ISO 14555: 2006 - Welding-Arc stud welding of metallic materials.
- [21] Rathbun R.W., Matlock D. K., Speer J. G., “Fatigue behaviour of spot welded high-strength sheet steels”, Weld J. 2003; 82: pp 207s-18s
- [22] Davidson J.A., Imhof Jr. E. J., “ The effect of tensile strength on the fatigue life of spot-welded sheet steels”, SAE Technical Paper 840 110, Warrendale (Pa): Society of Automotive Engineers; 1984.
- [23] “Sheet steel Handbook” SSAB Tunnplat, 1992.
- [24] Sperle J O “High Strength Steel for Light Weight Structures – Strength and Fatigue Performance” Royal Institute of Technology, 1984.
- [25] Maddox S.J. Manteghi, j., Mac gaughy, T., Valari B., “The Application of Fatigue Life Improvement Techniques to Steel Welds”, TWI, Edition Welding Institute, March 26, 1992.
- [26] L. Huo, D. Wang, Y.Zhang, “Investigation of fatigue behaviour of the welded joint treated by Tig dressing and ultrasonic peening under variable-amplitude load”, International Journal of Fatigue (2005) 27/11, 95-101.
- [27] Statnikov E. et al., “Ultrasound tool for strain strengthening and relaxation treatment” Patent of the RF No. 472782, 1975.
- [28] Yushchenko, K. A., Derlomenko, V. V., “New approaches to evaluation of weldability of materials”, 2005 E. O. Paton Electric Welding Institute, Kiev, Ukraine; Doc. IX – 2177-05.
- [29] Coe, F.R., MSc, Fweldl, “Welding steels without hydrogen cracking” The Welding Institute, Abington, Cambridge, CB1 6AL; 1973.
- [30] Satoh, Ueda, Kihara: Recent Trands of Research into Restraint Stresses and Strain in Relation to Weld Cracking, Welding in the World, Vol. 11, No, 5/6, 1973.

- [31] T. Boellinghaus, T. Kannengiesser, M. Neuhaus: "Effects of the Structural Restraint intensity on the Stress Strain Build Up in Butt Joints", Mathematical Modelling of Weld Phenomena 7, H. Cerjak Edition, IOM, London, pp.651-669.
- [32] Dearden, J. and O'Neil, H.: "Trans. Int. Weld.", 3 (1940), 203
- [33] Gourd, L. M., "Principles of Welding Technology" second edition, 1986; Edward Arnold.
- [34] Welding Handbook "Fundamentals of Welding" Section 1, Sixth Edition; 1968, AWS- American Welding Society.
- [35] Keehan, E., Bhadeshia, H. K. D. H., Andren, H.-O., Karlsson, L. and Svensson L.-E., "Microstructure characterisation of a high strength steel weld metal containing the novel constituent coalesced bainite", 2005 p.2.
- [36] Jinsun Liao, Hirohito Kamatani, Hitoshi Okada and Kenji Ikenchi, "Microstructure and Toughness of 950 MPa High Strength Weld Metals", 2005, Osaka University, Osaka, Japan, IIW Doc.IX-1264-05.
- [37] SEW 088: Weldable fine grained structural steels. Guidelines for processing, particular for fusion welding, Oct. 1993.
- [38] EN 1011-2: 2001 - Welding-Recommendations for welding of metallic materials-Part 2
- [39] Rosenthal, D., "Mathematical Theory of Heat Distribution During Welding and Cutting". Welding Research Supplement, 20(5): 220s-234s, May 1941.
- [40] Boo, K. S; Cho, H.S., "Transient Temperature Distribution in Arc Welding of Finite Thickness Plates". Journal of Engineering Manufacture, Part B, pp.175-183, 1990.
- [41] Hemsworth, B., Bonniszewski, T., Eaton, N.F. "Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys", Metal Construction and British Welding Journal - 2, Fev.1969, pp.5-16.
- [42] Savage, W. F., and Lundin, C.D. "Application of the Varcstraint Test Technique to the study of Weldability" Welding Journal, Vol.45, 1996:pp.497-503.
- [43] Stout, R.D., Doty, W.D'O. "Weldability of Steels", Welding Research Council, Nova Iorque, 1978, pp.253-269.
- [44] T. Boellinghaus, Viyanit, E., Zimmer, P. "Cold Cracking Test" – Revision, IIW – Doc. N° II-A-111.03-Revision 6.
- [45] ISO 17642-2:2005 Destructive tests on welds in metallic materials – Cold cracking tests for weldments – Arc welding processes – Part 2: Self-restraint tests

- [46] ISO 17642-1:2004 Destructive tests on welds in metallic materials – Cold cracking for weldments – Arc welding processes – Part 1: General
- [47] ISO 17642-3:2005 Destructive tests on welds in metallic materials – Cold cracking tests for weldments – Arc welding processes – Part 3: Externally loaded tests
- [48] EN 10137-2: 1996 - Plates and wide flats made of high yield strength structural steels in the quenched and tempered or precipitation hardened conditions. Part 2: Delivery conditions for quenched and tempered steels.
- [49] Séferian, D., “Les Soudures Technique – Contrôle Soudabilité des Metaux” Deuxième Édition, Dunod, 1954.
- [50] ISO 17639:2003 Destructive tests on welds in metallic materials – Macroscopic and microscopic examination of welds
- [51] S. Elmann, H. Paetzold, “Fatigue Tests on Simple Specimens”, Doc. Ref. TD 03.52.05.01, 8 July 2004, FasDHTS Project.
- [52] ASTM A 370-08a: 2008, “Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products.
- [53] Keehan, H. K. D. H., Bhadeshia, Andrén H.-O., Karlsson, L. and Svensson, L.-E., “Microstructure Characterisation of high strength steel weld metal containing the novel constituent coalesced bainite” 2007, 51 (3-4): pp 44-49, ISSN: 0043-2288.
- [54] Bhadeshia, H. K. D. H., Keehan, E., Karlsson, L. and Andrén, H.-o., “Coalesced bainite” Transactions of the Indian Institute of Metals 59 (2006) pp 689-694.
- [55] Olson, G. B., Bhadeshia, H.K.D.H. and Cohen, M., “ Metallurgical Transaction” 21 A (1990) pp. 805-809.
- [56] Anthes R.J.; Köttgen, V.B. and Seeger, T. (1993):Kerbformzahlen von Stumpfstößen und Doppel-T-Stößen. schweißen und Schneiden 45, issue 12, pp. 685-688.
- [57] Radaj, D. and Sonsino, C.M. (1998): “Fatigue assessment of welded joints by local approaches”. Abington Publishing, Cambridge.
- [58] Gurney, T.R. (1963): “Exploratory fatigue test on fillet welded specimens subjected to prior overloading”. Br. Weld. J. vol. 10, no. 10, pp 526-529.
- [59] Harrison, J.D. (1965): “Further fatigue tests on fillet welded specimens subjected to prior overloading”. Br. Weld. J. vol. 12, no.5, pp 255-258.

A. Anexos

A1. Tabela A - Corte térmico

Corte laser, sem arestas quebradas

Cortadas pelo Estaleiro da Blohm & Voss, Hamburgo

Razão de tensão: R = 0

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos
L 1.1	416,7	110 970
L 1.5		120 820
L 1.3		123 340
L 1.2		133 485
L 1.4		144 870
L 1.6		152 440
L 1.7		161 790
L 1.8		196 030

N (Ps = 10%) = 181 442

N (Ps = 50%) = 140 817

N (Ps = 90%) = 109 288

Desvio-padrão: log s = 0,07982

$$T_N = \frac{N_{10\%}}{N_{90\%}} = 1 : 1.66$$

Corte laser, com arestas quebradas

Cortadas pelo Estaleiro da Blohm & Voss, Hamburgo

Razão de tensão: R = 0

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos
L 2.6	416,7	132 560
L 2.8		178 020
L 2.1		179 640
L 2.4		185 940
L 2.7		186 630
L 2.5		186 700
L 2.2		191 320
L 2.3		242 160

N (Ps = 10%) = 224 486

N (Ps = 50%) = 183 264

N (Ps = 90%) = 149 612

Desvio-padrão: log s = 0,07089

$$T_N = \frac{N_{10\%}}{N_{90\%}} = 1 : 1.50$$

Tabela A

Corte por plasma em água, sem arestas quebradas

Cortadas pelo Estaleiro de Flensburger Schiffbau-Gesellschaft, Flensburg

Razão de tensão: $R = 0$

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos
FSG3	416,7	39 950
FSG1		71 600
FSG6		74 500
FSG5		79 830
FSG8		80 000
FSG4		85 510
FSG7		88 485
FSG2		91 940

$N(P_s = 10\%) = 101\,530$

$N(P_s = 50\%) = 74\,480$

$N(P_s = 90\%) = 54\,635$

Desvio-padrão: $\log s = 0,11521$

$$T_N = \frac{N_{10\%}}{N_{90\%}} = 1 : 1.86$$

Corte por plasma em água, com arestas quebradas

Cortadas pelo Estaleiro de Flensburger Schiffbau-Gesellschaft, Flensburg

Razão de tensão: $R = 0$

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos
FSG14	416,7	79 590
FSG15		93 700
FSG10		95 745
FSG16		120 000
FSG12		126 450
FSG11		138 880
FSG13		169 650
FSG9		185 520

$N(P_s = 10\%) = 183\,010$

$N(P_s = 50\%) = 121\,460$

$N(P_s = 90\%) = 80\,610$

Desvio-padrão: $\log s = 0,12856$

$$T_N = \frac{N_{10\%}}{N_{90\%}} = 1 : 2.27$$

A2. Tabela B – Soldadura de topo

Soldado pelo Estaleiro da LISNAVE

Condição: como soldado

Razão de tensão: $R = 0$

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos
L1.8	280	39 630
L1.5		44 730
L1.7		50 650
L1.6		53 240
L1.4		55 660
L1.3		117 830
L1.1		217 100
L1.2		251 500

$N (Ps = 10\%) = 207\,030$

$N (Ps = 50\%) = 80\,200$

$N (Ps = 90\%) = 31\,070$

Desvio-padrão: $\log s = 0,31983$

$$T_N = \frac{N_{10\%}}{N_{90\%}} = 1 : 6.66$$

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos
L2_11	120	443 190
L2_19		798 800
L2_17		865 980
L2_16		905 730
L2_14		985 760
L2_10		1 024 700
L2_15		1 283 300
L2_13		1 737 650
L2_12_		2 179 000

$N (Ps = 10\%) = 1\,933\,540$

$N (Ps = 50\%) = 1\,035\,000$

$N (Ps = 90\%) = 554\,020$

Desvio-padrão: $\log s = 0,20064$

$$T_N = \frac{N_{10\%}}{N_{90\%}} = 1 : 3.49$$

Tabela B

Soldado pelo Estaleiro da LISNAVE

Condição: soldadura afagada (limada)

Razão de tensão: R = 0

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos	Comentários
L3_6	280	1 514 450	Partiu
L3_10	280	4 780 390	Não partiu
	320	2 585 780	Não partiu
	360	1 600 000	Não partiu
	400	1 900 000	Não partiu
	440	2 190 400	Não partiu
	600	1 267	Partiu
L3_14	400	5 270 000	Não partiu
	480	554 350	Partiu
L3_18	480	1 132 800	Partiu
L3_3	480	238 950	Partiu
L3_17	480	2 861 710	Não partiu
	600	2 689 900	Não partiu
	680	513 920	Partiu
L3_1	480	261 300	Partiu

Soldado pelo Estaleiro Flensburger Schiffbau-Gesellschaft, Flensburg

Condição: como soldado

Razão de tensão: R = 0

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos	Comentários
4.10	280	73 290	Falha “superfície”
4.11		178 980	
4.50		190 850	
4.30		215 980	
4.40		234 430	
4.60		238 630	
4.20		251 000	
4.80		326 740	
4.70		337 610	

Resultados com falha na concordância (excepto o provete 4.10)

N (Ps = 10%) = 328 936
N (Ps = 50%) = 241 125
N (Ps = 90%) = 176 756

Desvio-padrão: log s = 0,09900

$$T_N = \frac{N_{10\%}}{N_{90\%}} = 1 : 1.86$$

Tabela B

Condição: como soldado
Razão de tensão: $R = 0$

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos
Y1.4	400	38 547
Z1.7		39 056
Y1.1		39 780
Y1.3		40 637
Z1.3		55 670
X1.3_		56 650

$N (Ps = 10\%) = 55\,717$
 $N (Ps = 50\%) = 44\,413$
 $N (Ps = 90\%) = 35\,403$

Desvio-padrão: $\log s = 0,07934$

$$T_N = \frac{N_{10\%}}{N_{90\%}} = 1 : 1.57$$

A3. Tabela C – Soldadura de topo com pré-carga ($0.8 R_{p0.2}$)

Soldado pelo Estaleiro da LISNAVE

Condição: como soldado

Razão de tensão: $R = 0$

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos
L2.10	280	167 095
L2.12		193 000
L2.9		195 950
L2.11		204 660
L2.8		207 240
L2.15		219 410
L2.2	330	78 310
L2.5		82 460
L2.4		84 000
L2.6		92 650
L2.13		94 770
L2.3		109 590

Soldado pelo Estaleiro de Flensburger Schiffbau-Gesellschaft, Flensburg

Condição: como soldado

Razão de tensão: $R = 0$

Nº do Provete	Intervalo de tensão [MPa]	Número de ciclos
X1.9	500	13 170
Z1.9	400	65 290
X1.1		67 520
Z1.4		70 020
Y1.2		70 040
Y1.5		79 940
Y1.7	280	648 250
Y1.8		692 600
X1.8		740 400
Z1.7		1 538 115
Z1.8		1 970 815